

THESE

Pour l'obtention du grade de

Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique

(Diplôme National – arrêté du 7 Août 2006)

Ecole doctorale : Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique

Secteur de recherche : Mécanique des Solides, des Matériaux, des Structures et des Surfaces

Présentée et soutenue publiquement par :

Abdelmoutalib BERREHILI

****

Comportement cyclique et tenue en fatigue sous chargement multiaxial d'un polyéthylène : expériences et critère d'endurance

****

Directeurs de thèse : S. Castagnet et Y. Nadot

****

Soutenance prévue le 16 Juin 2010

****

– JURY –

M. N. Ranganathan	Professeur à l'Université de Tours	Rapporteur
M. L. Laiarinandrasana	Directeur de Recherche à l'Ecole des Mines de Paris	Rapporteur
M. T. Palin-Luc	Professeur à l'Ensam Arts et Métiers ParisTech de Bordeaux	Examinateur
M. J. M. Muracciole	Maître de Conférences à l'Université de Montpellier II	Examinateur
M. Y. Nadot	Maître de Conférences à l'Ensma de Poitiers	Directeur de thèse
Mme S. Castagnet	Chargée de recherche au CNRS, Institut P' Poitiers	Directrice de thèse
M. E. Gandin	Ingénieur de Recherche, Société Solvay, Bruxelles	Invité

Résumé

Le comportement en fatigue multiaxiale des polymères semi-cristallins non-renforcés est un sujet relativement peu abordé, en particulier du point de vue de la fatigue à grand nombre de cycles et de la formulation de critères d'endurance. Cette étude sur le polyéthylène haute densité avait deux objectifs : (i) caractériser la tenue en fatigue multiaxiale et formuler un critère d'endurance et (ii) comprendre les facteurs d'influence du comportement cyclé pour tenter d'identifier le(s) grandeur(s) critique(s) ou cumul(s) de grandeur(s) qui amènent à la fin de vie de l'éprouvette.

Des essais de fatigue multiaxiaux (traction, torsion, compression) ont été réalisés sur des éprouvettes tubulaires minces en PEHD, avec une fréquence constante, une forme d'onde triangulaire et différents rapports de charge R (0, -1 et -∞). L'auto-échauffement de l'éprouvette a été réduit au minimum par la conception d'une enceinte thermique et les résultats ont été interprétés dans un cadre d'hypothèse isotherme pour la construction du critère.
Un critère de fin de vie a été défini préalablement puisque la fin de vie de l'éprouvette intervient par une localisation macroscopique de la déformation. Il est basé sur la détection du début de l'adoucissement observé sur la cinétique de la déformation maximale. Ce critère est applicable à l'ensemble des conditions de sollicitation explorées, c'est-à-dire pour les trois trajets de chargement et les deux rapports de charge. Sur la base de ce critère de fin de vie, des courbes S-N ont pu être construites et un critère de fatigue a été proposé pour décrire le comportement en fatigue multiaxiale. Ce critère est construit en combinant les valeurs moyennes et maximales du deuxième invariant de la partie déviatorique du tenseur des contraintes. Il a été confronté à d'autres critères usuels, en contraintes principales notamment. Le critère proposé semble garder sa pertinence en l'appliquant sur un autre thermoplastique (Polypropylène), mais sa validité doit être confortée pour d'autres situations de chargement (essais combinés, rapports de charge plus élevés, autre gamme de fréquence, autres formes d'ondes…).
Quelques aspects généraux ont été finalement discutés quant à la façon de caractériser la tenue en fatigue de ces matériaux : choix de la fréquence, analyse en vitesse de chargement, opportunité des méthodes accélérées d'auto-échauffement.

Dans ce domaine de sollicitations, le second objectif était d'analyser les contributions viscoélastique, viscoplastique, d'endommagement sur l'évolution de la réponse cyclique conduisant à la fin de vie. Pour cela, les évolutions de température, de déformations, de forme des boucles d'hystérésis ont d'abord été examinées dans un cadre large (sollicitations multiaxiales, gamme de fréquences et de rapports de charge, conditions d'échanges thermiques). La dépendance en vitesse et les recouvrances menées après différents nombres de cycles indiquent qu'une part importante de la déformation générée au cours du cyclage est recouvrable, et font apparaître une contribution croissante mais mineure de la plasticité et/ou de l'endommagement au cours du cyclage. En conséquence, deux effets liés à la viscoélasticité ont été étudiés : le rôle du fluage sous l'effet de la contrainte moyenne et l'influence de l'histoire du chargement. Dans les conditions choisies, le cyclage a un effet accélérateur sur la déformation par rapport au fluage sous la même contrainte moyenne, mais l'histoire du chargement ne semble pas modifier notablement les mécanismes et en particulier la part de déformation plastique.

Table des matières

Introduction

Le développement des polymères structuraux est lié à leurs propriétés mécaniques, qui dépendent elles-mêmes de la microstructure. C'est ainsi que, parmi les polymères, les semi-cristallins ont pour la plupart une ténacité élevée qui répond aux exigences de produits devant résister à des conditions d'utilisation sévères (impact, fluage, fatigue). Leur utilisation dans des applications structurales implique également de disposer de modèles fiables pour le dimensionnement de structures. Ces modèles doivent tenir compte de la complexité des modes de sollicitation vus par les pièces en service, et en particulier la multiaxialité du chargement.
Un problème majeur que l'on rencontre pour les pièces thermoplastiques concerne leur durée de vie. De nombreux travaux ont été menés pour prédire la durée de vie de structures en fluage, en fissuration lente, dans des environnements agressifs, etc… Dans ce contexte, des aspects relatifs à l'influence du procédé de mise en œuvre, des paramètres microstructuraux et des effets de l'environnement sur certaines propriétés mécaniques particulières du matériau ont été étudiés.
La compréhension et la prédiction de la durabilité de ces matériaux en fatigue sont, d'une façon générale, moins avancées et assez disparates selon le mode de ruine : les phénomènes qui précèdent la fissuration ont été relativement peu étudiés, contrairement aux mécanismes de propagation de fissures qui font l'objet d'une bibliographie abondante. La nature des mécanismes impliqués dans les processus d'instabilités sous sollicitations cycliques à grand nombre de cycles est plus rarement discutée, malgré un enjeu clair pour un dimensionnement plus efficace. Ceci s'explique, dans certains cas de sollicitations complexes, par la difficulté à associer a posteriori une sollicitation de fatigue à des structures ne présentant aucun signe classiquement associé à ce type de chargement : fissure, stries de fatigue par exemple.

Dans un tel contexte, cette thèse a deux objectifs principaux : (i) caractériser la tenue en fatigue multiaxiale et formuler un critère d'endurance d'un PEHD et (ii) comprendre les facteurs d'influence du comportement cyclé pour tenter d'identifier le(s) grandeur(s) critique(s) ou cumul(s) de grandeur(s) qui amènent à la fin de vie de l'éprouvette.
L'étude est basée sur un polyéthylène haute densité (PEHD), thermoplastique semi-cristallin dont les mécanismes de déformation et d'endommagement ont été largement étudiés en conditions de chargement monotones, et auquel est adossée une large part des modèles de la littérature pour cette classe de matériaux.

Le document est divisé en quatre chapitres :

- Nous débuterons ce manuscrit par une partie de la bibliographie axée sur la fatigue des polymères en général, et en particulier les thermoplastiques. Elle met l'accent plus particulièrement sur les phénomènes d'auto-échauffement et les effets de certains paramètres de chargement et microstructuraux sur le comportement mécanique en fatigue. Cette partie aborde aussi quelques critères usuels pour les matériaux métalliques et quelques approches développées pour la résistance en fatigue des polymères.

- Le dispositif expérimental présenté au chapitre suivant a été conçu pour permettre des sollicitations multiaxiales et pour permettre de limiter les phénomènes d'échauffement rencontrés en fatigue des polymères. Une procédure d'acquisition spécialement

utilisée pour ce type d'essais y est exposée. Nous présentons enfin les grandeurs à travers lesquelles sont analysés par la suite les résultats.

- L'établissement d'un critère d'endurance nécessite la caractérisation de la tenue en fatigue multiaxiale. Aussi, le troisième chapitre est consacré à dresser le bilan des différents résultats de durée de vie obtenus pour notre matériau. Les essais de fatigue sont réalisés dans l'optique de mettre en évidence des paramètres mécaniques régissant la durée de vie de l'éprouvette en fatigue (amplitude de chargement, chargement maximal, moyen, …). Les essais concernent des chargements de traction, de traction-compression et des chargements de torsion alternée ou répétée. Dans un premier temps, nous nous attachons à définir un critère de mesure de la durée de vie. Les courbes de fatigue sont ensuite exprimées à partir de cette définition de la fin de vie des éprouvettes, et un critère d'endurance applicable à l'ensemble de nos essais est proposé et confronté à quelques critères multiaxiaux usuels pour les métaux. Dans la dernière partie, nous proposons quelques axes de réflexion sur la conduite d'essais de fatigue sur les polymères : fréquence imposée comme dans les essais classiques, vitesse de chargement imposée. La validité de méthodes d'auto-échauffement, permettant d'identifier une limite de fatigue par un seul essai, est également discutée.

- Le dernier chapitre est centré sur l'analyse de l'évolution du comportement du matériau au cours du cyclage, afin de mieux comprendre les différentes contributions à la fin de vie de l'éprouvette. Dans une première partie, l'évolution des grandeurs mécaniques (déformations, module dynamique) et de la température a été examinée pour deux familles d'essais particulières, présentant une grande différence de durée de vie. L'influence du rapport de charge et du trajet de chargement mais également de la fréquence de sollicitation et des conditions d'échange thermique avec le milieu ambiant a été étudiée. Dans la seconde partie, nous nous sommes intéressés aux parts liées à la viscoélasticité et à la plasticité et/ou l'endommagement dans l'évolution de la déformation cyclique. Cette analyse est principalement basée sur le couplage entre essais cycliques et phases de recouvrance. La dernière partie est consacrée à deux effets susceptibles d'influencer la part viscoélastique : le fluage sous l'effet d'une contrainte moyenne et l'histoire du chargement.

CHAPITRE I
Eléments bibliographiques

Nous débuterons ce chapitre par une partie de la bibliographie axée sur la fatigue des polymères en général, et en particulier les thermoplastiques. Elle met l'accent plus particulièrement sur les phénomènes d'auto-échauffement et les effets de certains paramètres de chargement et microstructuraux sur le comportement mécanique en fatigue. Cette partie aborde aussi quelques critères usuels pour les matériaux métalliques et quelques approches développées pour la résistance en fatigue des polymères.

Sommaire

I. Caractérisation de la tenue en fatigue

I.1. Généralités sur la caractérisation de la tenue en fatigue

Une pièce en service peut subir des efforts statiques ou des charges répétées, aléatoires ou cycliques de plus ou moins forte intensité. Cette fatigue provoque alors la rupture des structures d'où l'importance de tenter de prédire la durée vie de la structure. Pour dimensionner les pièces dites vitales dans une structure, on utilise souvent un critère d'endurance. On peut aussi chercher la fréquence de remplacement de la pièce c'est à dire déterminer approximativement le moment où la pièce doit être changée avant qu'elle ne rompe. Ce phénomène très général a été largement étudié dans les métaux, également dans les élastomères pour leurs applications d'amortissement, et beaucoup plus récemment dans les thermoplastiques, en particulier renforcés.

On peut étudier la tenue en fatigue sous différents aspects :

- en fonction de l'amplitude d'une part, telle que la fatigue vibratoire (sollicitations faibles mais à des fréquences assez élevées), la fatigue plastique ou oligocyclique (à faibles fréquences mais à fortes sollicitations)
- en fonction du mode de sollicitation d'autre part, comme la traction, flexion, torsion, compression, complexe…

La plupart des essais en fatigue se font, soit à force imposée, soit à déplacement imposé mais l'essai à force imposée est très couramment utilisé car de nombreux composants subissent des efforts plutôt que des déplacements. Les différents paramètres utilisés pour caractériser un chargement de fatigue sont représentés sur la ***Figure I.1***. Le chargement est essentiellement déterminé par l'amplitude de contrainte cyclique σ_a et la contrainte moyenne σ_m, définies comme suit :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$ ***Équation I.1***

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$$ ***Équation I.2***

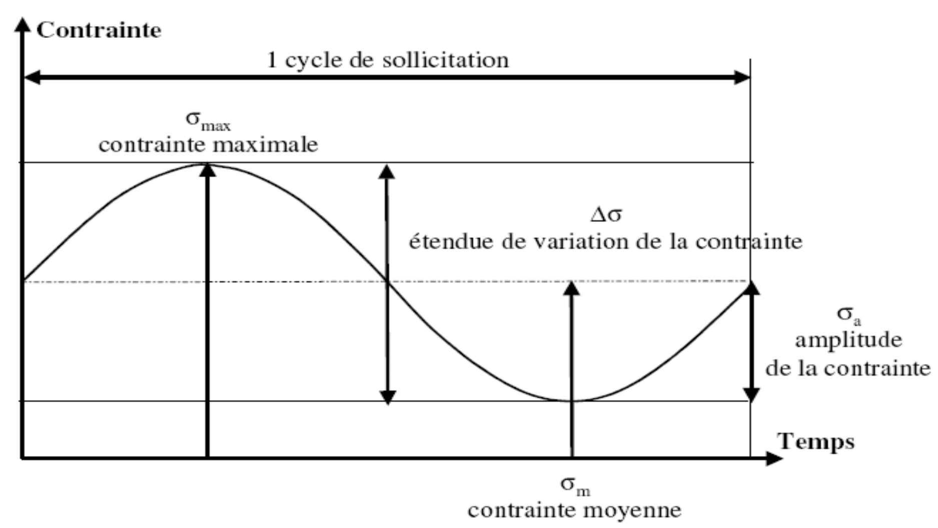


Figure I.1 **- Paramètres de sollicitation en fatigue [Hénaff et al. 2005]**

Le rapport de charge *R* défini par : $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ constitue un paramètre caractéristique du chargement couramment utilisé. On distingue alors les sollicitations suivantes présentées sur la figure ci-dessous (***Figure I.2***) :

- $R = -1$: contraintes alternées symétriques
- $-1 < R < 0$: contraintes alternées asymétriques
- $R = 0$: contraintes répétées ($\sigma_m = \sigma_a$) ;
- $R > 0$: contraintes ondulées.

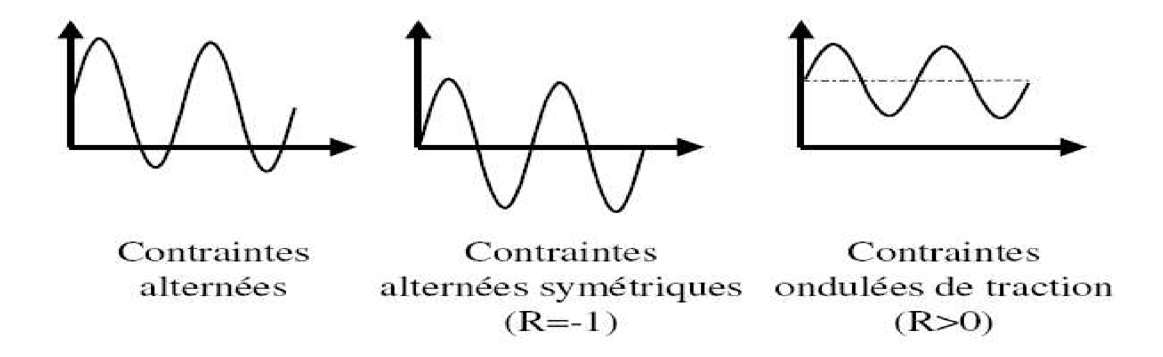


Figure I.2 **- Différents types de sollicitations [Hénaff et al. 2005]**

Les données des essais de fatigue sont présentées le plus couramment en forme de courbe S-N (***Figure I.3***), c'est-à-dire que le niveau de contraintes est tracé en fonction du nombre de cycles (logarithmique à l'échelle). On utilise couramment l'amplitude de la contrainte plutôt que le maximum de cette dernière. La durée de vie est établie pour un type de sollicitation, un rapport de contraintes (ou de déformations) et une fréquence donnés. Elle correspond au nombre de cycles appliqués à une éprouvette jusqu'à ce que soit atteint le critère de fin de vie prévu. La fin de vie est souvent définie comme la rupture en deux parties de la structure testée.

La courbe S-N peut faire apparaître l'existence d'une « limite d'endurance », définie comme le niveau de contrainte sous lequel un matériau résistera aux contraintes cycliques « indéfiniment » sans rompre. Évidemment, la connaissance d'un tel niveau de contrainte est importante pour un ingénieur puisqu'il lui donne une contrainte de référence réaliste sur lequel il peut baser sa conception. Cependant, pour beaucoup de matériaux, une telle limite n'est pas trouvée dans le temps pratique de l'expérience. Dans ces cas, le concepteur doit se référer directement à la courbe S-N pour la contrainte appropriée qui correspond à la vie attendue de ce qu'il conçoit.

Par contre, dans certains cas, par exemple lorsqu'il y a simultanément fatigue et corrosion, il ne semble pas y avoir d'asymptote horizontale. On définit alors une limite conventionnelle d'endurance comme la valeur de la contrainte qui ne conduit pas à la rupture avant un nombre de cycles fixé (par exemple 10^7 cycles). La notion de limite d'endurance est relative et sa définition dépend du problème traité.

N_R = Nombre de cycles à rupture

R_m = Résistance à la traction

σ_D = Limite de fatigue, en dessous de laquelle la probabilité de rupture est quasi-nulle

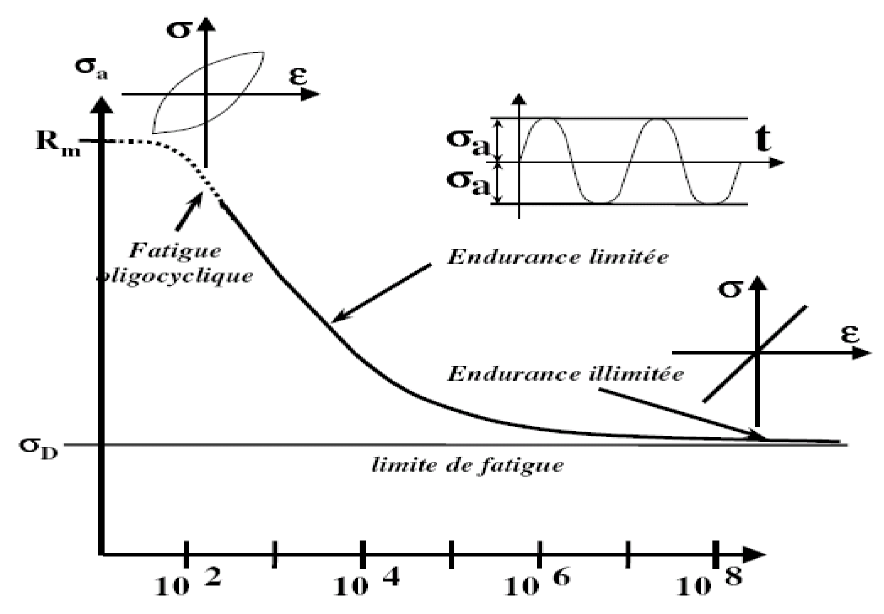


Figure I.3 **- Courbe de Wöhler (courbe S-N) [Hénaff et al. 2005]**

Diverses expressions ont été proposées pour les métaux depuis deux siècles, pour rendre compte de la forme de la courbe de Wöhler. La plus ancienne proposée par Wöhler lui-même en 1870, s'écrit :

$$\log N_R = a - b\,\sigma \qquad \textbf{\textit{Équation I.3}}$$

où *a* et *b* sont des constantes déterminées expérimentalement.

Puis, Basquin a proposé en 1910 une relation de la forme :

$$\log N_R = a - b \log \sigma \qquad \textbf{\textit{Équation I.4}}$$

soit encore :

$$N_R\, \sigma^b = A \qquad \textbf{\textit{Équation I.5}}$$

Ces relations assimilent la zone endurance limitée à une droite qui ne tend pas vers une limite σ_D lorsque N_R augmente pour décrire la zone endurance illimitée. Pour rendre compte de la courbure et de l'asymptote horizontale (limite d'endurance), Stromeyer a proposé en 1914 :

$$\log N_R = a - b \log (\sigma - \sigma_D) \qquad \textbf{\textit{Équation I.6}}$$

ou encore :

$$N_R\, (\sigma - \sigma_D)^n = A \qquad \textbf{\textit{Équation I.7}}$$

avec *n* généralement compris entre 1 et 2. Puis, Bastenaire a proposé en 1971 :

$$(N_R + B)\,(\sigma - \sigma_D)\, e^{[A(\sigma - \sigma_D)]} = C \qquad \textbf{\textit{Équation I.8}}$$

avec *A*, *B* et *C* des constantes déterminées à partir de données expérimentales.

Parce que les expériences en fatigue sont coûteuses en éprouvettes et en temps, il existe d'autres méthodes basées sur l'auto-échauffement de l'échantillon qui permettent de déterminer une limite de fatigue. Ces approches ont été initialement développées pour les métaux. Elles se focalisent sur les tout premiers stades de microplasticité et d'endommagement via le dégagement de chaleur qui lui est lié. Welter, dès 1937, prouve le lien entre l'amplitude de contrainte provoquant une forte variation de la température stabilisée de l'éprouvette et sa limite d'endurance [Welter 1937]. De nombreux travaux ont poursuivi cette idée [Luong 1992, Krapez et al. 1999, Doudard et al. 2004, Charkaluk et al. 2006]. Le principe de l'approche est de mesurer la température sur la zone utile de l'éprouvette, en y appliquant un chargement sinusoïdal, avec une fréquence comprise entre quelques Hertz et quelques dizaines de Hertz. Il existe déjà plusieurs méthodes expérimentales basées sur ce principe : leurs différences résident dans le protocole (type de sollicitation, durée), le type d'acquisition (ponctuelle ou non, fréquence basse ou élevée), le mode de dépouillement (analyse de la température au cours d'un cycle ou de la température moyenne, méthode empirique ou non) d'où l'obtention de nouvelles informations.
La méthode initialement proposée par Luong [Luong 1992] est basée sur la réalisation d'une série de mesures en appliquant des paliers d'amplitude de contrainte croissants ; c'est la méthode la plus utilisée. La courbe de variation de la température stabilisée en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée - appelée « courbe d'auto-échauffement » - est tracée. Pour finir, on apprécie empiriquement la limite d'endurance du matériau par l'intersection de deux droites, l'une passant par les premiers points de la courbe et l'autre par les derniers comme montré ***Figure I.4***. De manière légèrement différente, on peut aussi évaluer la limite d'endurance à partir de l'intersection de la deuxième droite avec l'axe des abscisses. La pente de la première droite étant faible, les deux méthodes sont proches et donnent des résultats très similaires.

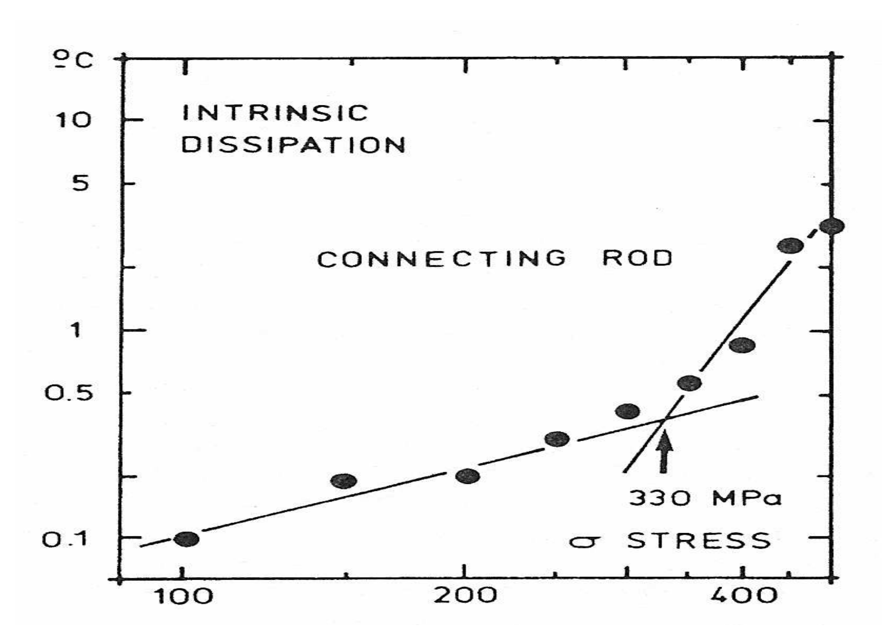


***Figure I.4* – Variation de l'échauffement en fonction de l'amplitude de la contrainte appliquée [Luong 1995]**

L'idée sous-jacente est que l'élévation de température est causée par une énergie dissipée due à des déformations microplastiques, correspondant aux mécanismes d'amorçage de microfissures. Dès lors, une forte augmentation de température est à l'origine d'une intense

activité microplastique, ce qui provoquera à long terme l'initiation d'un grand nombre de microfissures et, donc mènera à une rupture de manière très probable. Enfin, notons que la croissance de la courbe d'auto-échauffement (température moyenne stabilisée pour chaque palier d'amplitude de contrainte en fonction de cette amplitude) est régulière. On peut en déduire que l'activité microplastique n'a pas de comportement « à seuil », mais apparaît progressivement en fonction de l'amplitude de contrainte.
Toutes les méthodes d'auto-échauffement ne dépouillent pas la température de la même façon. D'abord, les différents protocoles utilisent soit la température moyennée temporellement sur plusieurs cycles, soit la variation de la température au cours des cycles de chargement. Ensuite, ils s'intéressent soit à la température moyenne stabilisée à la fin du palier (après plusieurs milliers de cycles de chargement) [Luong 1992, La Rosa et al. 2000], soit à l'évolution lors des premiers cycles [Krapez et al. 1999], voire les tous premiers cycles [Krapez et al. 2002, Maquin 2006].
Il existe quelques tentatives pour appliquer ces approches aux polymères, en particulier aux élastomères [Le Saux 2010], mais l'analyse est complexe du fait de la multiplicité des phénomènes potentiellement responsables de l'échauffement.

I.2 Spécificités de la fatigue des polymères vis-à-vis des métaux

Le phénomène de la fatigue des matériaux sous des chargements cycliques a été largement examiné en ce qui concerne des métaux, même si il reste de nombreux problèmes non résolus. Mais pour les polymères et surtout les thermoplastiques non chargés, les travaux sont plus récents. L'utilisation croissante de matériaux plastiques, particulièrement les "thermoplastiques d'ingénierie", dans des pièces mobiles et composantes mécaniques, comme les engrenages, accouplements mécaniques, pare-chocs, etc..., a généré une demande de données nécessaires aux calculs de conception (ingénierie) et à la prévision des durées de vie, informations malheureusement très peu disponibles dans la littérature technique.

La ***Figure I.5*** présente un schéma non exhaustif des facteurs d'influence de la tenue en fatigue des polymères à l'issue du travail bibliographique effectué dans cette thèse.

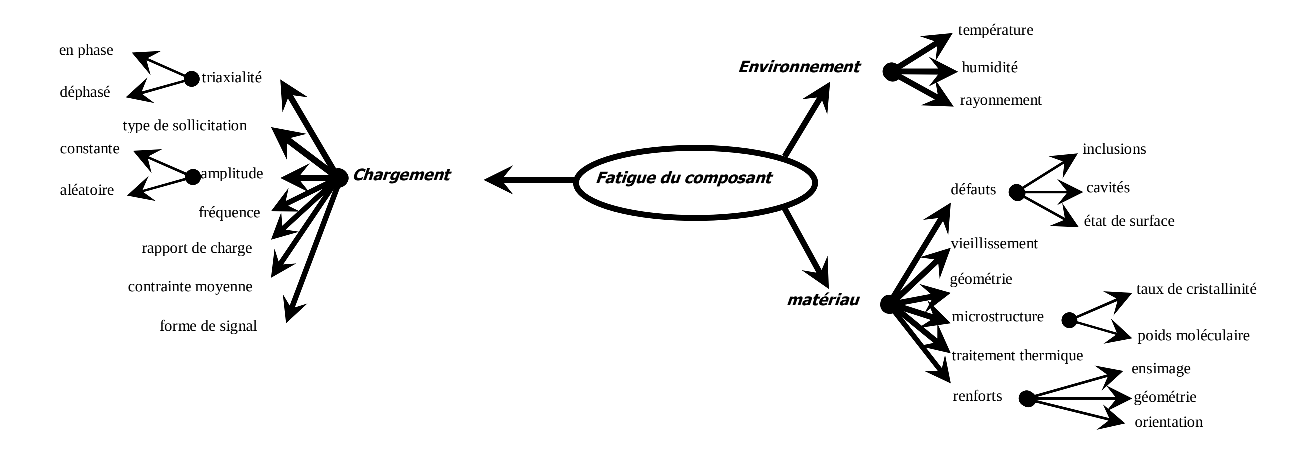


***Figure I.5* - Schéma des facteurs qui influencent la tenue en fatigue**

A l'échelle macroscopique, le comportement sous charge cyclique des matériaux polymères a en commun avec celui des métaux une décroissance de la raideur au cours de la sollicitation. Dans le cas des métaux, ce phénomène provient du développement progressif de la microplasticité puis de l'endommagement. Dans le cas des polymères, dont le comportement

est intrinsèquement visqueux, la chute de raideur peut également provenir de la partie viscoélastique de la réponse. De ce fait, l'évolution des propriétés sera très dépendante du temps et de la température. Par ailleurs, l'évolution des propriétés mécaniques au cours du chargement cyclique est souvent faible dans les métaux dans le domaine des grandes durées de vies.
Les métaux sont généralement testés à une fréquence qui ne présente aucun obstacle pour l'application des données sur une large gamme de fréquences quand le matériau est élastique. Une première différence est que les polymères vont présenter une plus grande sensibilité à la fréquence d'essai. Une seconde conséquence concerne le principe du dimensionnement en fatigue. En effet, une telle extrapolation dans les métaux repose sur la nature des mécanismes de ruine [Gohn 1963, Hardrath 1963, Peterson 1963], d'origine majoritairement mécanique, à savoir des hétérogénéités plastiques très locales puis l'initiation de très petites fissures, en particulier au voisinage de défauts microscopiques, et enfin une propagation des fissures jusqu'à rupture. On peut donc considérer que la plasticité reste confinée jusqu'à amorçage de l'endommagement et appliquer un critère sur un état élastique ou stabilisé du matériau. Dans les polymères en revanche, la nature visqueuse du comportement interroge sur la définition et la simulation de cet état stabilisé selon les conditions de sollicitation.

Pour les mêmes raisons, la sensibilité à la température sera également plus importante. Lesser [Lesser 1995] a distingué les différents régimes de rupture en fatigue présentés sur la ***Figure I.6*** :

- Un régime à faible nombre de cycles, associé à un échauffement important et à une rupture ductile. La chaleur produite lors du chargement de fatigue à chaque cycle est trop importante pour être transférée à la même vitesse au milieu ambiant. Pour les polymères vitreux comme le polycarbonate (PC), polyméthacrylate (PMMA) et le polychlorure de vinyle (PVC), ainsi que pour les polymères semi-cristallins comme le polytétrafluoroéthylène (PTFE), le polyoxyméthylène (POM) et le polyéthylène haute densité (PEHD), il a été montré que la rupture thermique en fatigue se produit généralement avec une contrainte élevée [Riddel et al. 1966, Constable et al. 1970, Crawford et al. 1974, Sauer et al. 1977, Rittel 2000], une déformation élevée [Tauchert 1967] ou à haute fréquence [Rittel 2000, Tauchert 1967, Justice et al. 1980].
- Un régime caractérisé par une grande résistance à la fatigue sous un faible niveau de contrainte. Le plus souvent, la rupture observée est de nature fragile, et il y a faible dissipation d'énergie dans les boucles d'hystérésis, ce qui indique que la charge appliquée n'a aucun effet significatif sur la température de l'échantillon [Lesser 1995, Takahara et al. 1980, Takahara et al. 1981]. Ce régime est aussi appelé le domaine de domination de la rupture « mécanique ». De nombreuses études ont établi un lien avec l'évolution des propriétés viscoélastiques [Lesser 1995, Takahara et al. 1980, Takahara et al. 1981, Jones et al. 1998].
- Entre les deux régimes, nous trouvons une phase de transition de quelques dizaines de cycles [Beardmore et al. 1975, Hertzberg et al. 1980, Sauer et al. 1980, Gotham 1986, Lesser 2002].

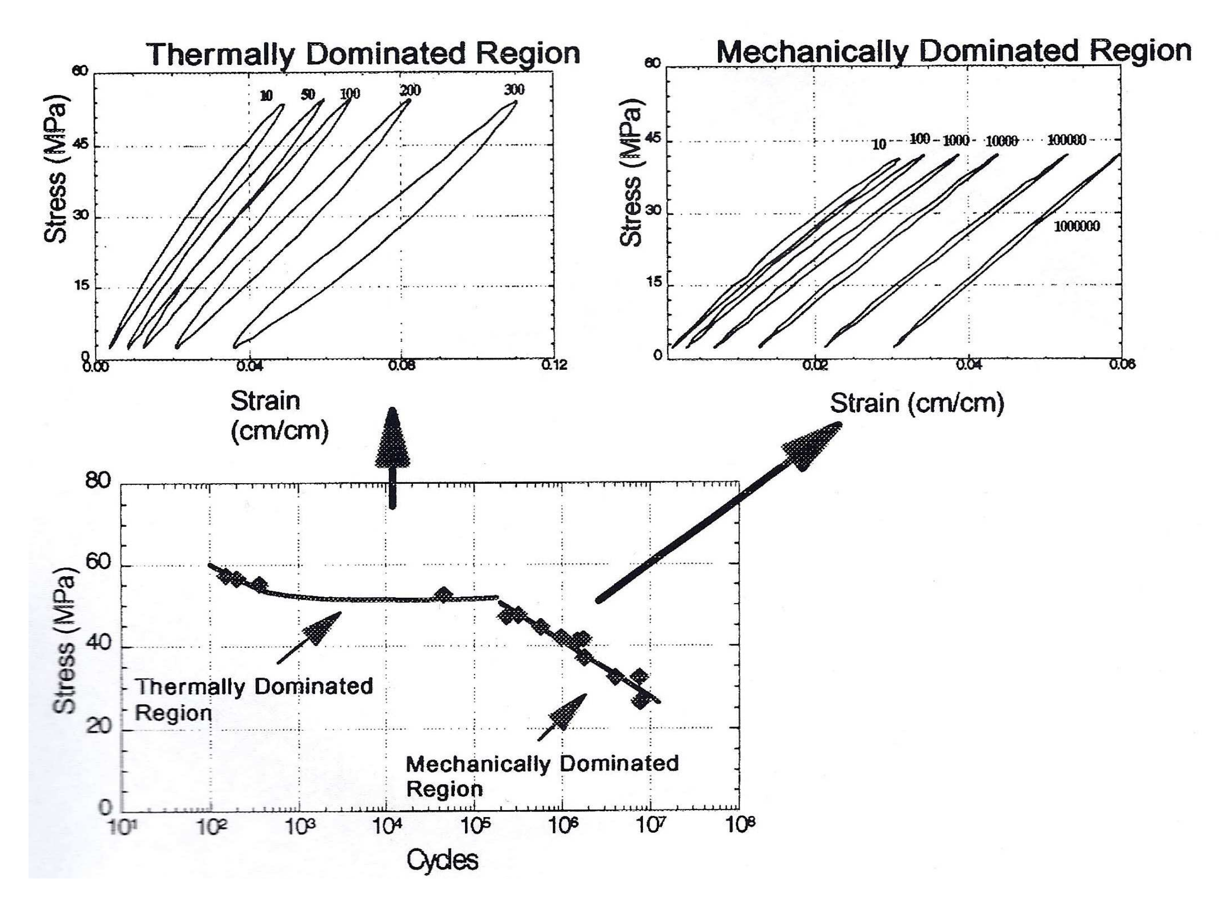


Figure I.6 **– Régimes de rupture en fatigue définis à partir d'une courbe SN obtenue sur du polyacétal [Lesser 1995]**

Cette partition entre régime « thermique » et « mécanique » paraît un peu abrupte car les deux notions sont intrinsèquement liées dans ces matériaux, avec des pondérations qui peuvent néanmoins varier d'un régime à l'autre. Dans des conditions d'amortissement très faible du PS à température ambiante, des essais de fatigue à une fréquence relativement élevée de 25 Hz s'accompagnent pourtant de montées en température inférieures à 2°C [Foden et al. 1971, Weaver et al. 1978]. De même, les études de Oldyrev et al. [Oldyrev et al. 1975] sur le PE, dont le taux d'amortissement est élevé à l'état caoutchoutique, mettent en avant un échauffement considérable jusqu'à atteindre sa température de fusion. Le PMMA cyclé à 50 Hz peut dépasser sa température de transition vitreuse en atteignant 100°C d'échauffement à la rupture. Afin de comprendre ces deux régimes et leur phase de transition, il faudrait donc établir un bilan énergétique précis des différentes contributions.

Aux échelles inférieures, la microstructure des polymères et des métaux est très différente, de même que les mécanismes élémentaires de déformation et d'endommagement. La compréhension des mécanismes conduisant à la fin de vie sont donc spécifiques et pour l'instant moins claire que dans les métaux.
Enfin, une conséquence de la structure macromoléculaire des polymères et de ses mécanismes de déformation concerne la sensibilité à la pression hydrostatique. De ce fait, il peut apparaître des effets multiaxiaux différents dans les deux classes de matériaux.

Nous allons successivement comparer deux familles de polymères : les élastomères, qui sont la famille de polymères la plus étudiée du point de vue de la fatigue, et les thermoplastiques qui nous concernent ici.

I.2.1 Fatigue des élastomères

Les élastomères sont constitués de chaînes macromoléculaires réticulées entre elles, ce qui leur confèrent une grande déformabilité et un comportement dynamique souvent dissipatif. Ces propriétés font qu'ils sont de plus en plus présents dans l'industrie, telles que les industries automobiles, aéronautiques. De telles utilisations requièrent, dans un souci de sécurité et d'économie, un dimensionnement en fatigue fiable sur une large gamme de conditions de sollicitations.

Nous allons successivement évoquer les effets de multiaxialité, de paramètres de chargement, de température et de fréquence.

La fin de vie de ces matériaux en fatigue intervient généralement par propagation d'une fissure macroscopique. Mars [Mars 2002] observe clairement ces évolutions à partir d'essais de torsion/cisaillement sur un caoutchouc naturel chargé. La ***Figure I.7*** illustre l'impact d'une sollicitation biaxiale sur la densité d'énergie de fissuration notée W_c [Mars 2001]. A partir d'un vecteur unitaire $\vec{r}$ normal au plan de la fissure ou du défaut, il définit deux vecteurs, un vecteur de contrainte : $\vec{\sigma}$ tel que $\vec{\sigma} = \vec{r}^{\,T}\bar{\bar{\sigma}}$ et un vecteur d'incrément de déformation $d\vec{\varepsilon}$ tel que $d\vec{\varepsilon} = d\bar{\bar{\varepsilon}}\vec{r}$. Ainsi, l'incrément de densité d'énergie de rupture est :

$$dW_c = \vec{\sigma}.d\vec{\varepsilon} = \vec{r}^{\,T}\bar{\bar{\sigma}}d\bar{\bar{\varepsilon}}\vec{r} \qquad \textbf{\textit{Équation I.9}}$$

Legorju-Jago et Bathias [Legorju-Jago 2002] ont également montré l'effet primordial de la pression hydrostatique en traction sur le nombre de cavitations et sur leur forme, ainsi que des localisations de l'endommagement différentes suivant les types de chargements.

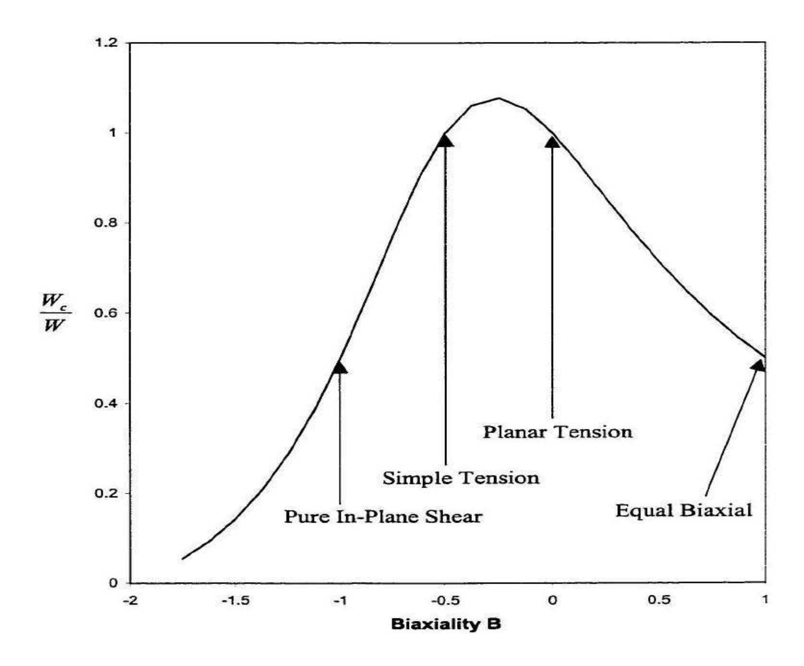


Figure I.7 **- Effet de la biaxialité sur la densité d'énergie de fissuration [Mars 2001]**

Concernant les paramètres de chargement, Lake [Lake et al. 1965], Legorju-jago [Legorju-jago et al. 2002], Mars [Mars 2001] ont montré l'influence néfaste d'une augmentation de la contrainte maximale, de l'énergie de déformation maximale et de la valeur maximale du taux de restitution d'énergie sur le comportement en fatigue.

Les contraintes minimale et moyenne ont des effets complexes sur la durée de vie, en fonction du type de matériau testé (cristallisable ou non, ainsi que du type de charges). Pour les matériaux cristallisables, ils ont un impact plutôt bénéfique sur la durée de vie, alors, que dans le cas des matériaux non cristallisables, ces effets peuvent être fortement négatifs. Dans le cas de rapports de charge positifs, Lindley [Lindley 1973] a mis en avant l'influence positive d'une augmentation de *R* sur le taux d'évolution d'une fissure qui rejoint l'influence de la contrainte minimale.

D'une façon générale, l'élévation de température peut être préjudiciable à la durabilité des élastomères, y compris par auto-échauffement en fatigue. Li et al [Li et al., 1995] ont montré que les processus d'endommagement par fatigue et ceux par vieillissement sous température engendraient des évolutions des propriétés mécaniques globales assez similaires. Cependant, les mécanismes microscopiques sont totalement différents. Lake [Lake et al., 1964] montrent que pour des déformations et des fréquences élevées, un nouveau mécanisme de fissuration, principalement thermique, apparaît.

À partir de la connaissance des facteurs jouant sur le comportement en fatigue, plusieurs modèles [Mars 2001, Saintier 2001, Bennani 2006, Andriyana et al. 2005, Verron et al. 2008] ont été développés, selon deux familles d'approches :
- une approche par propagation de fissures, qui définit le nombre de cycles nécessaire pour qu'une fissure préexistante se propage jusqu'à ruine de l'éprouvette ;
- une approche par nucléation, qui nécessite la connaissance du nombre de cycles pour lequel une fissure de longueur donnée est observée.

I.2.2 Fatigue des thermoplastiques

Par rapport aux élastomères, moins d'études ont été menées pour comprendre le comportement des thermoplastiques en fatigue, a fortiori du point de vue de l'amorçage et du comportement à grand nombre de cycles. Une large partie des travaux concernent la propagation de fissures en fatigue, qui fera l'objet du premier paragraphe de cette partie. Dans le second paragraphe, nous nous intéresserons au cas où la fin de vie correspond à l'apparition d'instabilités macroscopiques.
Dans cette partie, on ne s'intéresse qu'aux travaux qui cherchent à prédire la tenue en fatigue et pas seulement à analyser le comportement cyclique. Cet aspect sera abordé dans une partie ultérieure du chapitre.
De même, sont volontairement exclues les études sur les thermoplastiques renforcés, par des fibres courtes notamment. Les mécanismes de déformation et d'endommagement sont en effet susceptibles d'être très différents.

I.2.2.1 Propagation de fissure en fatigue

Les premières études remontent aux années 80. Pour les amorphes, ces travaux portaient essentiellement sur le PVC [Shiraishi et al. 1997, Kitagawa et al. 2006], le PMMA [Shiraishi et al. 1997, Ramsteiner et al. 2001], le PS [Iacopi et al. 1987, Roth et al. 2003] et le PC [Meyer et al. 2001, Kitagawa et al. 2006, Li et al. 1995]. Pour les semi-cristallins, les premiers travaux concernaient majoritairement les PA [Bretz et al. 1981, Wyzgoski et al. 1990, Shiraishi et al. 1997], et se sont élargis au PVDF [Bretz et al. 1981], POM [Runt et al. 1991], PEEK [Trotignon et al. 1993], PET [Yeh et al. 1994, Kitagawa, et al. 2006] et PTFE [Chen et al. 2005] auquel il faut ajouter le PE de très haute masse moléculaire (UHMWPE), utilisé notamment dans les prothèses orthopédiques, et qui a suscité une abondante littérature.

Comme pour les sollicitations monotones à la même période, les premières études en fatigue dans les amorphes vitreux étaient très centrées sur les mécanismes de développement des craquelures et leur compétition avec la plasticité [Takemori et al. 1983, Bretz et al. 1981, Matsumoto et al. 1985], ainsi que sur l'applicabilité de modèles cohésifs de type Dugdale [Chudnovsky et al. 1983]. La caractérisation des mécanismes d'endommagement en pointe de fissure [Li et al. 1995], en particulier in-situ [Roth et al. 2003], continue à être d'actualité. La démarche est assez analogue aux études antérieures sur les métaux, avec suivi de l'avancée de fissure, analyse en Mécanique de la Rupture en Elasticité Linéaire, et observation des faciès de rupture. Dans ce contexte, un intérêt s'est manifesté pour la contribution viscoélastique de la réponse en fatigue – qui singularisait les polymères par rapport aux métaux – [Takayanagi et al. 1979, Michel et al. 1984, Dao et al.1987] et aux indissociables effets de température en pointe de fissure [Morelli et al. 1984].

Les essais sont principalement menés en traction - traction ou compression – compression, suivant des formes d'onde sinusoïdales, à force ou déplacement imposé. Une alternative originale est celle de [Favier et al. 2002] qui utilise un pilotage en facteur d'intensité de contraintes imposé pour la fissuration lente en fatigue d'un PE. Quelques contre-exemples apparaissent parmi lesquels [Leevers et al. 1979] en biaxial, [Trotignon et al. 1993, Ramsteiner et al. 2001] en flexion.

Quatre grandes familles de paramètres d'influence ont été examinées.

✓ Plusieurs paramètres de chargement ont été étudiés :
- les effets de fréquence [Wyzgoski et al. 1990, Roth et al., 2003, Yuen et al. 2004, Merah et al. 2005, Rastogi et al. 2005] et d'auto-échauffement à fréquence élevée [Kultural et al. 2007]
- le rapport de charges, qui influence la taille et l'intensité du champ de contraintes résiduelles en pointe de fissure [Pruitt et al. 1996]. Il a été montré qu'il a une influence sur la résistance à la propagation de fissures qui est due au champ de contraintes plastique en avant de la pointe de fissure [Kim et al. 2007]. Les chargements de compression- compression s'avèrent ainsi particulièrement préjudiciables à la tenue en fissuration.
- l'effet de surcharges [Yuen et al. 2004, Rastogi et al. 2005]
- l'influence de la température de sollicitation, en particulier au voisinage des transitions du matériau [Trotignon et al. 1993, Yeh et al. 1994, Yuen et al. 2004, Merah et al. 2005]. L'élévation de température est également utilisée comme facteur d'accélération dans la prédiction de la résistance long terme à la propagation de fissure en fatigue via l'application du principe d'équivalence temps-température [Kim et al. 2007].

✓ Les paramètres microstructuraux étudiés sont principalement la masse moléculaire [Sauer et al. 1990, Oral et al. 2006], la densité d'enchevêtrements [Sauer et al. 1990, Rastogi et al. 2005], le taux de cristallinité [Baker et al. 2003, Simis et al. 2006, Oral et al. 2006] et la densité de molécules liens [Runt et al. 1991].

✓ L'influence du procédé de mise en œuvre a été examinée dans plusieurs matériaux dont le UHMWPE pour l'extrusion, l'injection et le moulage par compression [Pruitt et al. 1998]. La cristallisation sous pression apparaît bénéfique à la résistance à la fissuration en fatigue dans ce matériau [Simis et al. 2006]. L'histoire thermique du procédé, étudiée notamment sur le PC, PVC, PET et PS par trempe ou par traitements thermiques ultérieurs, semble avoir peu d'effet sur la cinétique de propagation [Kitagawa et al. 2006].

✓ Les effets d'environnement attentivement regardés concernent la teneur en eau dans les PA (Bretz et al. 1979] et les phénomènes d'irradiation dans le UHMWPE. Dans ce dernier cas, la réticulation induite améliore la résistance à l'abrasion mais fait chuter la résistance à la propagation de fissure en fatigue.

I.2.2.2 Amorçage

Il existe beaucoup moins d'études concernant la tenue en fatigue dans le cas de ruine par instabilité, par flambage ou striction d'une structure non fissurée.
Lorsque la fin de vie de l'éprouvette n'est pas associée à la propagation d'une fissure macroscopique, il peut s'avérer plus délicat de déterminer le « nombre de cycles à rupture ».
Une approche de la prédiction de la fin de vie en fatigue est proposée [Janssen et al. 2008, Kultural et al. 2007, Riddell et al. 1966] pour des thermoplastiques non-fissurés (PC, PMMA, PEHD, iPP, PP, nylon 6, TFE, CTFE, PE, PVC) soumises à un chargement uniaxial traction-traction avec la même contrainte maximale et différentes amplitudes de contrainte, c'est-à-dire à différents rapports de charges positifs. Les auteurs supposent un comportement élastique-plastique de ces polymères. La rupture en fatigue résultant d'une valeur critique de la déformation plastique accumulée [Janssen et al. 2008], qui peut être calculée en tenant compte de l'histoire du chargement (forme d'onde, la fréquence, l'amplitude de contrainte). Kultural et Eryurek [Kultural et al. 2007] dans leur étude de la fatigue thermique du polypropylène, ont retenu l'allongement critique mesuré à l'apparition de la striction en traction monotone comme une valeur limite pour arrêter l'essai de fatigue. Riddell et al. proposent que la rupture en fatigue résultant d'un niveau de déformation ou un allongement limite à atteindre [Riddell et al. 1966].

a) Influence des paramètres de chargement

Quelques travaux montrent que la **forme du signal** a un effet significatif sur la durée de vie. Crawford et al. [Crawford 1974] ont montré, en compression uniaxiale, qu'une forme d'onde carrée était plus pénalisante qu'une forme d'onde sinusoïdale, principalement dans la zone d'endurance limitée. Ils ont attribué cet effet à une plus grande dissipation d'énergie. Ce résultat a été étendu en traction uniaxiale par Janssen et al. [Janssen et al. 2008] sur plusieurs thermoplastiques (PC, PMMA, PEHD, iPP) : la ***Figure I.8*** montre qu'une onde carrée conduit à des durées de vie plus faibles qu'une onde triangulaire dans le domaine des très faibles durées de vies.

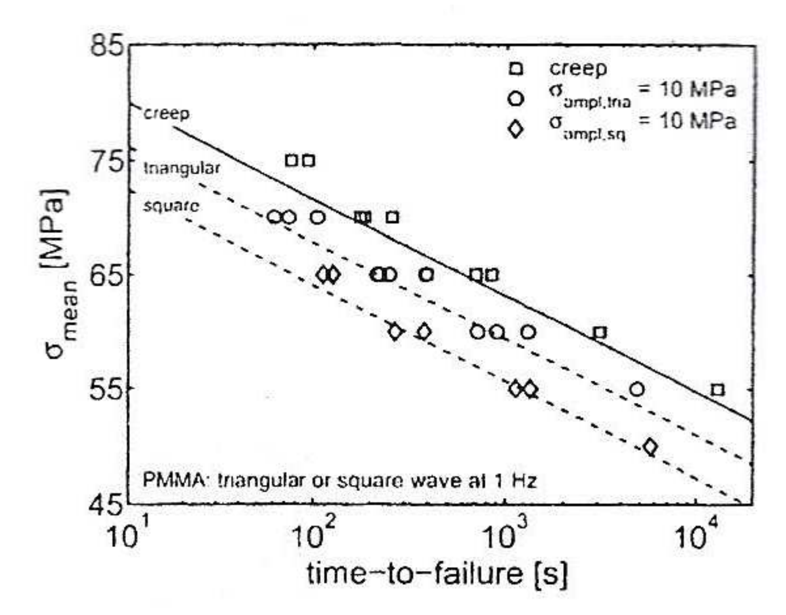
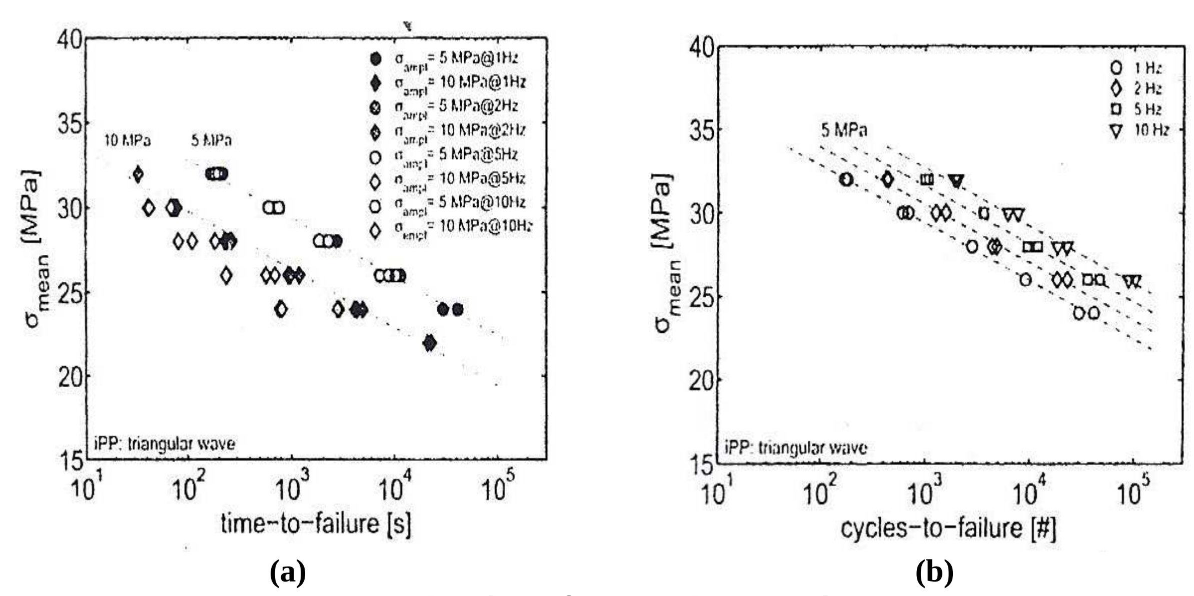


Figure I.8 **– Contrainte appliquée en fonction de temps à rupture pour PMMA [Janssen et al. 2008]**

Dans le cas de ruines par instabilité, on observe également un effet de **fréquence** [Riddel et al. 1966, Crawford et al. 1974, Hartwig et al. 1991, Xiao 1999, Kultural et al. 2006, Janssen et al. 2008] sur plusieurs thermoplastiques (PTFE, PC, iPP). Par rapport à notre cadre de travail par la suite, il est important de souligner que cet effet a très souvent été étudié dans une gamme de fortes fréquences (supérieures à 10 Hz). Hartwig et al. ont montré sur un polycarbonate (PC) qu'il était moins important pour des chargements répétés ($R = 0.1$) que pour les chargements alternés ($R = -1$), et que la limite d'endurance est moins dépendante de la fréquence que les courtes durées de vie. Riddel at al. [Riddel et al. 1966] ont montré que le temps nécessaire pour transférer la chaleur continuellement à l'extérieur entre les cycles dépend directement de la fréquence. Dans ce domaine de fréquences, la diminution de la fréquence favorise donc la durée de vie. Mais l'effet de fréquence dépend également du niveau de la sollicitation mécanique, comme le montre la comparaison des durées de vie à différentes fréquences et deux amplitudes de contraintes pour un polypropylène isotactique de la ***Figure I.9*** [Janssen 2008].



(a) **(b)**

Figure I.9 **– (a) contrainte appliquée en fonction du temps à rupture pour iPP soumis à un essai de traction et forme d'onde triangulaire avec un amplitude de contrainte de *5* ou *10 MPa* et aux fréquences *1, 2, 5,* ou *10 Hz.* (b) contrainte appliquée en fonction de nombre de cycles à rupture pour une amplitude de contrainte de *5 MPa* [Janssen et al. 2008]**

Plus généralement, il a été montré sur le PC, iPP et PEHD que l'**amplitude de contrainte** diminue la durée de vie mesurée en traction à contrainte moyenne identique [Kultural et al. 2006, Janssen et al. 2008].

L'influence de la **contrainte moyenne** sur la résistance à la fatigue cyclique des métaux est bien connue. Sauer et al. [Sauer et al. 1976] ont réalisé une série d'essais sur le polystyrène, dans laquelle ils ont fait varier la contrainte moyenne en maintenant la contrainte alternée constante ou fait varier la contrainte moyenne (et aussi la contrainte alternée) en maintenant la contrainte maximale constante. L'augmentation de la contrainte moyenne fait décroître logarithmiquement la durée de vie. Cette tendance a été confirmée par Hartwig et Knaak [Hartwig et al. 1991] dans des thermoplastiques tels que le PEEK, le PC ou le PSU soumis à des essais en traction et compression à $R = 0.1$: pour un chargement répété en compression, la limite d'endurance est supérieure d'un facteur *100* à celle sous chargement répété en traction.

La plupart des études ont été réalisées en traction-compression. Ton That et al. [Ton That et al. 2000] ont cependant montré que la torsion a un effet plus important sur la durée de vie en fatigue que la traction, et que le déphasage améliore légèrement la durée de vie.

La tenue en fatigue des thermoplastiques dépend également de la **température** ambiante. La ***Figure I.10*** montre que sous une contrainte donnée, la vie en fatigue d'un PC diminue avec l'augmentation de la température. Elle montre également que cette dépendance n'est pas linéaire : l'effet de la contrainte appliqué est beaucoup plus marqué lorsque l'on s'approche de la température de transition vitreuse du polymère.

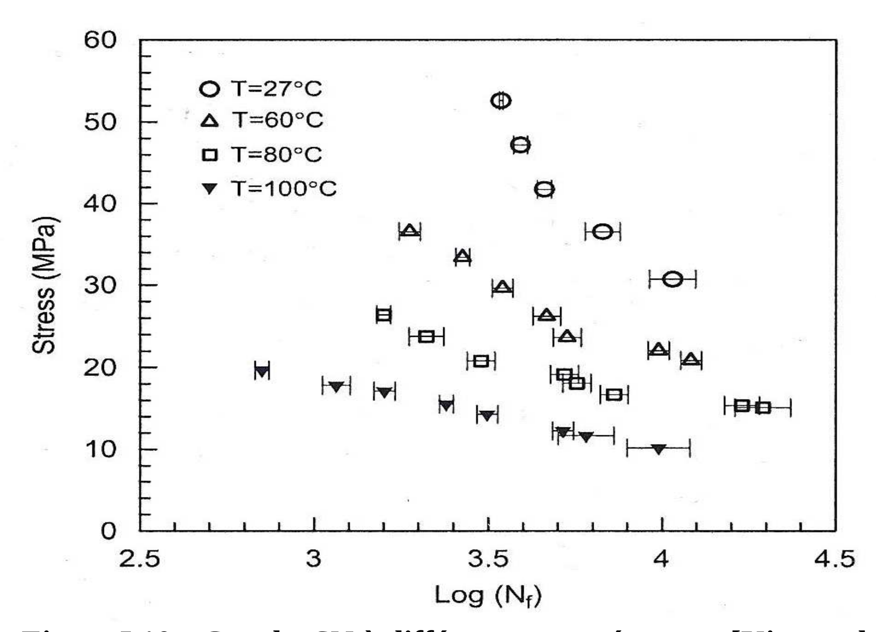


Figure I.10 **– Courbe SN à différentes températures [Kim et al. 2007]**

L'effet de la **géométrie** de l'éprouvette jouera un rôle important sur l'échange thermique avec le milieu ambiant. Ainsi un échantillon plat pourra dissiper plus facilement vers l'extérieur l'échauffement interne dû à la fatigue, qu'un échantillon compact. Un échantillon plat aura une limite d'endurance supérieure à celle d'un échantillon compact [Riddell et al. 1966].

b) Influence des paramètres microstructuraux

Concernant les thermoplastiques semi-cristallins, une augmentation du **taux de cristallinité** améliore la tenue en fatigue [Riddell et al. 1966, Trotignon et al. 1985], notamment par un effet de renforcement sur le module. Ceci est illustré sur la ***Figure I.11*** pour un TFE dont on a fait varier le taux de cristallinité par différentes vitesses de refroidissement.

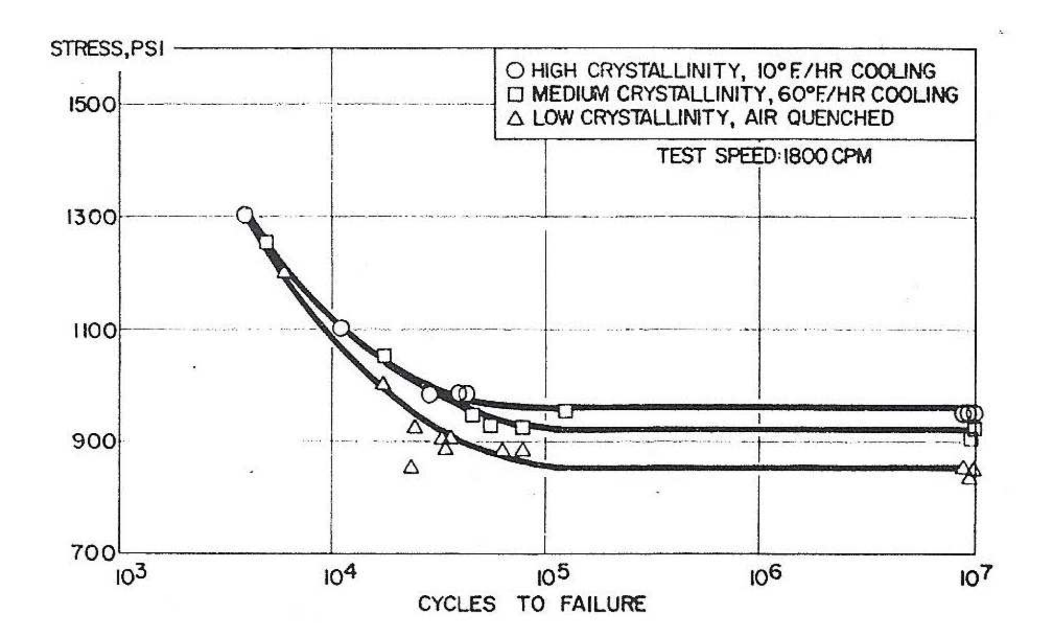


Figure I.11 – Effet de taux de cristallinité sur la tenue en fatigue d'un TFE [Riddell et al. 1966]

La durée de vie est également d'autant plus importante que le poids moléculaire est élevé [Sauer et al. 1977]. Non seulement il influencer la cristallinité dans le cas d'un semi-cristallin, mais il agit également sur le degré d'enchevêtrement dans la zone amorphe et sur la liaison cristallites – partie amorphe [Trotignon et al. 1985].

En résumé, nous avons regardé dans cette partie l'influence de quelques facteurs sur la tenue en fatigue des thermoplastiques mais nombre d'auteurs s'accordent sur le fait que l'influence de ces facteurs apparaît de façon fortement couplée et est donc difficile à distinguer. Il est donc difficile à ce stade de dégager des tendances générales.

II. Prédiction de la durée de vie en fatigue

Le choix est fait dans cette partie de présenter plutôt des approches de type critère de fatigue. D'une part car cela permettra d'évaluer la qualité des prédictions avec une telle méthode dans le cas des thermoplastiques, et, d'autre part, car ces méthodes ne demandent pas a priori la connaissance des mécanismes d'endommagement.
L'objectif de cette partie est de présenter la démarche et les outils mis en oeuvre pour dimensionner une pièce en fatigue. Tout ingénieur confronté aux problèmes de fatigue doit principalement résoudre la problématique de l'endurance. Dans la pratique, les diagrammes du type Goodman et Haigh sont des outils très utilisés car ils fournissent la durée de vie de pièces destinées à subir des chargements simples de type traction autour d'une valeur moyenne quelconque. Néanmoins, les sollicitations sont toujours plus complexes, à savoir multiaxiales. Cette multiaxialité provient de différents facteurs : les chargements appliqués, la géométrie de la structure, la présence des contraintes résiduelles par exemple.
Le but d'un critère de fatigue est de prévoir la rupture ou la non-rupture d'une structure soumise à une sollicitation de fatigue multiaxiale. Un critère de fatigue multiaxial permet de savoir si la limite d'endurance ou plus généralement la limite de fatigue à N cycles du matériau est atteinte pour une succession d'états de contraintes définissant un cycle

multiaxial. Il met en relation des grandeurs issues du cycle multiaxial de contraintes (amplitudes, valeurs moyennes, valeurs maximales, parties alternées) et des limites d'endurance (ou des limites de fatigue à *N* cycles) obtenues sous plusieurs modes de sollicitations simples (traction alternée symétrique σ_{-1}, flexion alternée symétrique $\sigma^{f}_{D_{-1}}$, traction répétée σ_0, flexion répétée $\sigma^{f}_{D_0}$, torsion alternée symétrique $\sigma^{to}_{D_{-1}}$, …). Les critères très classiques présentés ci-dessous sont issus de travaux sur les métaux.

II.1. Critères en contrainte

- **Critère de Sines :** Cette famille de critères [Sines 1955, Sines 1959, Sines 1981], est très utilisée en fatigue à grand nombre de cycles. Il s'écrit :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha J_{1,moy} \leq \beta$$ ***Équation I.10***

où : $J_{1,moy}$ est la moyenne sur un cycle de la contrainte hydrostatique

$$J_1 = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$ ***Équation I.9***

et $J_{2,a}$ le second invariant du tenseur des contraintes calculé sur l'amplitude

$$\sqrt{J_{2a}} = \frac{1}{\sqrt{6}}\left[(\sigma_{1a} - \sigma_{2a})^2 + (\sigma_{1a} - \sigma_{3a})^2 + (\sigma_{2a} - \sigma_{3a})^2\right]^{0.5}$$ ***Équation I.10***

où $\sigma_{i\,a}$ (i=1,..,3) sont les amplitudes des contraintes principales.

Les paramètres α et β peuvent être identifiés à l'aide d'un essai de torsion τ_{-1} et un essai de traction répété σ_0 (le rapport de charge vaut *R = 0*) :

$$\alpha = \frac{\tau_{-1} - \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_0}{3}}$$ ***Équation I.11***

$$\beta = \tau_{-1}$$ ***Équation I.12***

Ce critère reflète bien l'influence d'une scission moyenne et d'une contrainte normale moyenne sur les limites d'endurance.

- **Critère de Crossland :** Le critère de Crossland [Crossland 1956, Crossland 1970] est très voisin de celui de Sines. Il fait intervenir la valeur maximale du premier invariant des contraintes au lieu de n'en prendre que la moyenne. Ce critère s'écrit ainsi :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha J_{1,\max} \leq \beta$$ ***Équation I.13***

Les constantes α et β peuvent être identifiées à l'aide de deux limites d'endurance en torsion alternée τ_{-1} et traction alternée σ_{-1} :

$$\alpha = \frac{\tau_{-1} - \frac{\sigma_{-1}}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{-1}}{3}}$$ ***Équation I.14***

$$\beta = \tau_{-1}$$ ***Équation I.15***

Ce critère reflète bien l'influence d'une scission moyenne et d'une contrainte normale moyenne sur les limites d'endurance. De plus, on peut noter que, pour conserver l'effet bénéfique d'une pression hydrostatique négative, la constante α doit rester strictement positive ce qui conduit à la condition:

$$\frac{\sigma_{-1}}{\tau_{-1}} \leq \sqrt{3}$$ ***Équation I.16***

- **Critères en contrainte principale maximale :** dans les élastomères, il est proposé [André 1998, Saintier 2001] d'utiliser la contrainte principale maximale pour décrire la durée de vie de ces matériaux. Une modification de ce critère a été proposée par Bennani [Bennani 2006] en utilisant une contrainte efficace (incluant dans sa définition deux variables de chargement) adaptée en fonction des observations microscopiques des orientations des fissures pour les essais de torsion.

II.2. Critères en déformation

Coffin [Coffin 1954] est le premier à proposer un modèle de fatigue basé sur la déformation. Celui-ci introduit alors un lien entre l'amplitude de déformation plastique et la mesure du comportement en fatigue, de sorte que pour les métaux la déformation plastique ε_p dépend du nombre de cycle à rupture N_R dans le cas des faibles durées de vie :

$$\varepsilon_p N_R^{\alpha} = \text{Constante}$$ ***Équation I.17***

avec $\alpha = 0,5$

Dans le même esprit, on appelle l'équation de Manson-Coffin [Gills 1966] une relation analogue où la déformation totale ε est la somme des déformations élastiques et plastiques (***Figure I.12***) :

$$\varepsilon \ N_R^{\alpha} = \text{Constante}$$ ***Équation I.20***

Prevorsek et al. [Prevorsek et al. 1965, Prevorsek et al. 1971] ont appliqué cette équation aux cas de la rupture en fatigue de différentes fibres de polymères telles que le PA6, PA66, PETP, et le coefficient α était compris entre *0,08* et *0,13*. Avec une valeur $\alpha = 0,23$ pour le nylon, Tomkins et al. [Tomkins et al. 1969] ont aussi vérifié cette relation. Ceci illustre une forte influence de l'amplitude de déformation sur la durée de vie des polymères par rapport aux métaux.

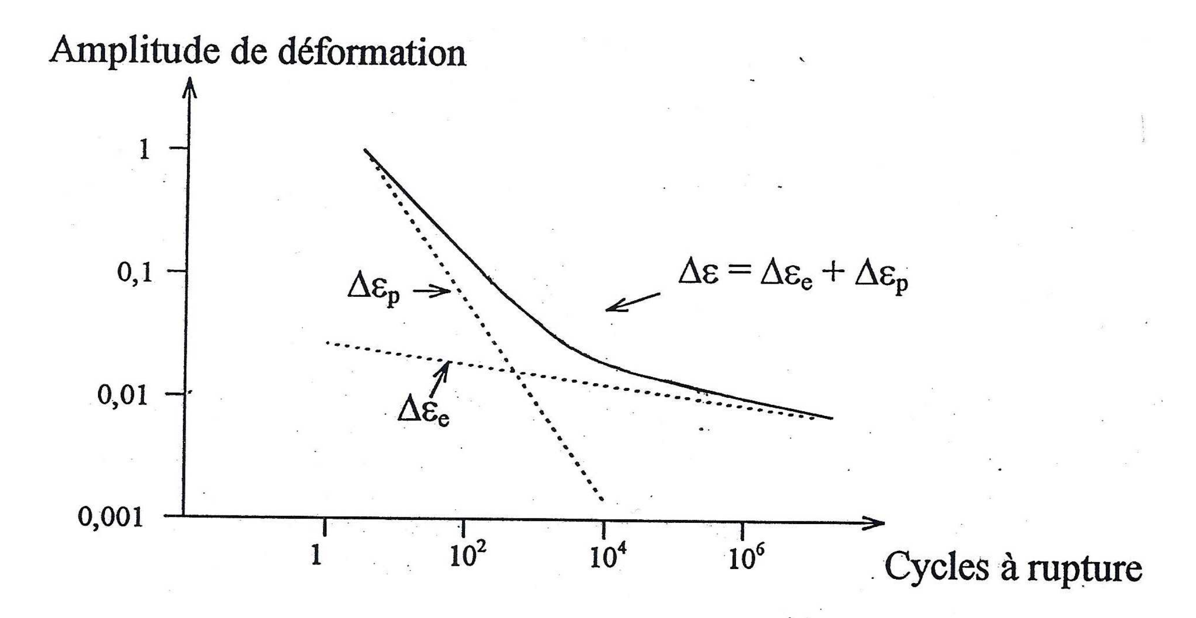


Figure I.12 **– Courbe de Manson-Coffin**

II.3. Critères énergétiques

Des modèles basés sur des considérations énergétiques ont également été proposés. Un exemple est celui de Feltner et al [Feltner et al. 1961], basé sur l'énergie totale dissipée supposée constante sous des conditions d'amplitude de déformation imposée et de température ambiante variables :

$$W\,N_R = Constante \qquad \textbf{Équation I.18}$$

où W est l'énergie dissipée par cycle et unité de volume et N_R le nombre de cycles à rupture.

Malgré la difficulté de quantification de bilan d'énergie dans les polymères, plusieurs auteurs se sont basés sur ces concepts pour définir un critère de fatigue. Higuchi et al. [Higuchi et al. 1970] ont étudié le PMMA et ont considéré qu'il existe une énergie limite dépendant de la température ambiante qui représente la limite d'endurance et utilise la quantité d'énergie excédant cette limite au lieu de l'énergie totale.
Takahara et al. [Takahara et al. 1980] complètent le modèle précédent en supposant un comportement viscoélastique linéaire du PVC en fatigue à déformation imposée qui évolue avec le cyclage. Ils définissent ainsi une énergie d'hystérésis moyenne dissipée par cycle W_{av} :

$$W_{av} = \frac{1}{N_R}\int_0^{N_R} W\,dN \qquad \textbf{Équation I.19}$$

avec $$W = \pi f \varepsilon^2 E''(T) \qquad \textbf{Équation I.20}$$

L'énergie W_{av} est alors dépendante de la durée de vie N_R comme exprimée dans l'expression suivante où W_0 et C dépendent de la température d'essai et représentent respectivement l'énergie limite pour générer une fracture en fatigue et une constante :

$$(W_{av} - W_0)\, N_R = C \qquad \textbf{Équation I.21}$$

Les mêmes auteurs [Kaiya 1989] en 1989 ont ensuite affiné ce modèle de rupture en considérant qu'une seule partie $(1-\chi)\pi f\varepsilon^2 E''$ de l'énergie W dissipée par cycle sert aux changements structuraux.

II.4 Critères basés sur le cumul d'une grandeur caractéristique

Afin que la durée de vie des polymères soit plus élevée, certains auteurs [Herman 1990, Bertin et al. 1992, Stinkas et al. 1962, Koo et al. 1967, Mindel et al. 1974] ont proposé d'inclure des périodes de repos mais cette idée réfuterait alors les théories traditionnelles de cumul de dommage comme celle proposée par Miner [Miner 1949] pour les métaux.
La littérature fait état de résultats contradictoires dans ce domaine. En présence de mécanismes compétitifs de plasticité et d'endommagement de type « crazing » dans les thermoplastiques vitreux, Takemori [Takemori 1990] a montré, par des blocs d'amplitude variable sur un PC pré-entaillé en traction, que la loi de cumul linéaire de dommage de Miner est relativement bien suivie. En revanche, Baltenneck et al. [Baltenneck et al. 1994] ont montré que les essais en flexion alternée sur PS à des températures inférieures à $75°C$ $(T_\beta = 80°C)$, ne voyaient pratiquement pas la durée de vie en fatigue augmenter après l'introduction de périodes de repos. Bien avant, Prevorsek et al [Prevorsek et al. 1967] avaient restreint la loi linéaire de cumul de dommage à des situations où la température, de l'échantillon et de la zone environnant la propagation du front de fissure, ne varient pas avec les conditions expérimentales. Ceci illustre la difficulté de dégager des lois générales pour ces matériaux dont les contributions viscoélastique, plastique et d'endommagement varient fortement en fonction des conditions de sollicitation, y compris la fréquence, la forme d'onde ou la température.

Une autre approche d'un critère basé sur le cumul d'une grandeur caractéristique est proposée par Janssen et al. [Janssen et al. 2008] pour prédire le temps à la ruine de polymère dans des conditions statiques ou dynamiques de chargement. Elle suppose que la ruine de polymère est gouvernée par l'apparition d'un adoucissement intrinsèque atteint pour une valeur critique de la déformation plastique ε_{cr}. Les auteurs supposent un comportement élastique-plastique de ces polymères. La durée de vie du polymère peut être calculée en tenant compte l'histoire de chargement (forme d'onde, la fréquence, l'amplitude du contrainte). La méthode proposée donne des prédictions précises de la vie en fatigue sur cinq différents polymères non fissurés (PC, PS, PMMA, PEHD et iPP), dans des conditions de sollicitation restreintes à un chargement uniaxial traction-traction avec la même contrainte maximale et différentes amplitudes de contraintes, c'est-à-dire à différents rapports de charges positifs.

A ce stade de l'étude bibliographique nous ne proposons pas de synthèse étant donné la relative complexité et le nombre important des paramètres intervenants. Ces résultats seront tout de même une bonne source d'inspiration pour notre étude expérimentale.

III. Phénoménologie du comportement cyclique

Les paragraphes précédents se sont focalisés sur une analyse de la tenue en fatigue, à travers le lien entre le chargement et le nombre de cycles à rupture. Nous allons maintenant évoquer quelques aspects du comportement cyclique avant même d'atteindre la rupture.
Les auteurs ont toujours constaté que les polymères, quel que soit leur type (amorphes, cristallins ou composites), s'adoucissent plutôt que de se durcir. En d'autres termes, il y a accroissement de l'amplitude de déformation à test de contrainte imposée ; et lors de tests à déformation imposée, plus on augmente le nombre de cycles, plus la contrainte nécessaire au maintien des limites de déformation fixée décroît.
Plusieurs effets ont été regardés, parmi lesquels l'ampleur du couplage thermo-élastique [Moreau 2004], l'effet de rochet [Chen et al. 2005], la contribution relative de la viscosité [Kitagawa et al. 1992] ou de l'endommagement [Meyer et al. 2001]. Du point de vue de la modélisation, les chargements cycliques font l'objet d'une attention récente, sur des bases essentiellement élasto-viscoplastique [Bergström et al. 2002, Drozdov et al. 2000], mais avec le souci d'une bonne prise en compte de la contribution viscoélastique [Yakimets et al. 2007, Ellyin et al. 2007].

Plusieurs analyses énergétiques ont été menées dans des cadres souvent purement viscoélastiques linéaires [Ratner et al., 1965, Ratner et al., 1969]. Le travail dissipé sous forme de chaleur lors d'un essai de fatigue peut alors être relié directement au module de dissipation, à la fréquence et à l'amplitude de sollicitation. Les premiers modèles de ce type supposaient une conversion totale de l'énergie mécanique fournie en échauffement du matériau. Pourtant, pour le PMMA, les auteurs Tauchert et Afzal [Tauchert 1967, Tauchert et al. 1967] ont noté que l'énergie mécanique fournie par unité de temps au PMMA n'était pas égale à la chaleur générée. Les propositions ultérieures ont visé à affiner le modèle d'échange entre énergie mécanique et chaleur en partitionant l'énergie dissipée en un terme transformé en chaleur et un terme lié aux mécanismes microstructuraux responsables de la rupture [Kaiya et al. 1989].
Néanmoins, ces analyses ne tiennent pas compte du couplage thermo-élastique dans l'équation de la chaleur. De très rares études quantitatives de ces couplages dans les polymères [Moreau 2004] ont cependant montré qu'ils jouaient un rôle majeur.

La connaissance des différents mécanismes intervenant au cours de la vie en fatigue d'un polymère est un élément-clé pour la compréhension du comportement cyclique. L'évolution du comportement est souvent suivi à travers la température [Moreau 2004], les modules initiaux au chargement et déchargement (pris comme indicateurs des contributions élastique et d'endommagement) [Zhang et al. 2010], les déformations moyenne (déformation de rochet), maximale ou minimale pour chaque cycle [Chen et al. 2005, Zhang et al. 2008]
Cette dernière grandeur a été beaucoup enregistrée par les chercheurs pour suivre l'effet de rochet, c'est à dire d'accumulation progressive de déformation sous chargement cyclique. Les effets de la contrainte moyenne, de l'amplitude de la contrainte, de la vitesse de chargement, du type de chargement et de la température sur l'effet de rochet ont été étudiés [Chen et al. 2004, Chen et al. 2005, Hassan et al. 1992, Ohno et al. 1993, Kang et al. 2005, Yaguchi et al. 2005]. Récemment, le comportement de la déformation de rochet a également été étudié dans les matériaux polymères. Ellyin et al. [Shen et al. 2004, Xia et al. 2005] ont étudié la déformation de rochet dans les époxys, Tao et Xia [Tao et al. 2005, Tao et al. 2007] ont étudié l'effet de rochet de résine époxy et de ses effets sur la durée de vie en fatigue. Wang et al. [Wang et al. 2008] ont étudié le comportement uniaxial et multiaxial de l'effet de rochet d'un caoutchouc nitrile-butadiène (NBR). Chen et al. [Chen et al. 2005, Zhang et al. 2008] ont

observé l'effet de rochet de PTFE sous compression uniaxiale. Le comportement multiaxial d'effet de rochet des PTFE à température ambiante [Zhang et al. 2009] et à hautes températures [Zhang et al. 2010] a également été étudié.

La ***Figure I.13*** montre l'influence de la température sur l'effet de rochet d'un PTFE en traction [Zhang et al. 2010], à même contrainte moyenne (1,5 MPa), au même amplitude de contrainte (1,5 MPa) et même vitesse de chargement (0,1 MPa/s).
On observe une augmentation de la déformation, très dans les 50 premiers cycles, puis stabilisée à des niveaux différents selon la température.

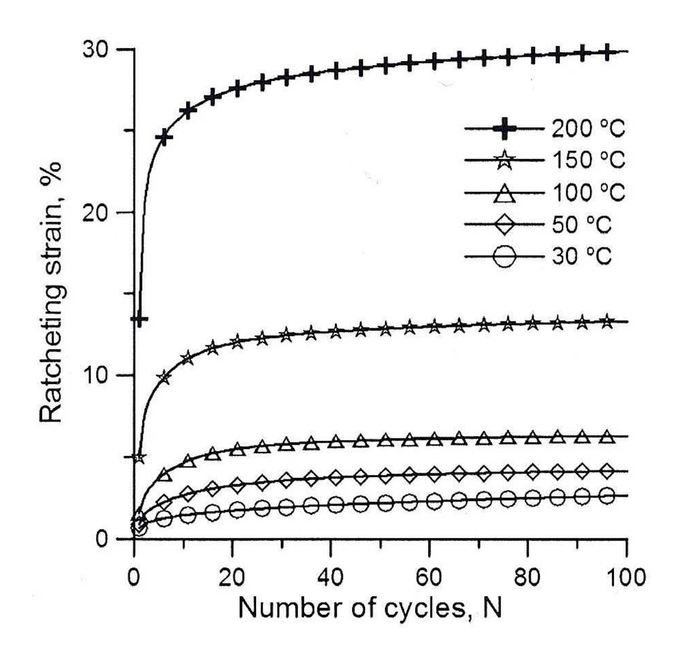
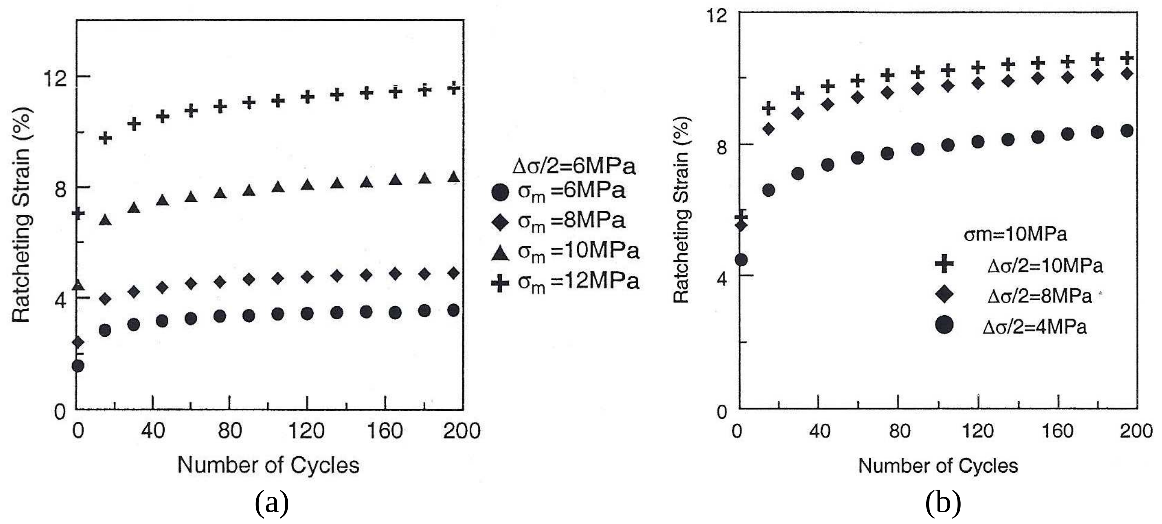


Figure I.13 – Influence de la température sur la déformation de rochet d'un PTFE en traction [Zhang et al. 2010]

De la même façon, la ***Figure I.14-(a)*** illustre l'influence de la contrainte moyenne à amplitude de contrainte constante, toujours dans un PTFE [Chen et al. 2005]. La déformation et sa valeur de saturation cyclique augmente avec une augmentation de la contrainte moyenne [Zhang et al. 2009, Zhang et al. 2010, Liu 2008]. Il faut signaler que la stabilisation est moins nette au fur et à mesure de l'augmentation de la contrainte moyenne.
Les mêmes auteurs ont montré qu'une phénoménologie similaire est observée pour l'effet d'amplitude (***Figure I.14-(b)***). Cependant, il est important de noter que la contrainte moyenne a plus d'effet sur l'évolution de la déformation que l'amplitude de contrainte.



(a) (b)

Figure I.14 **– Influence de (a) la contrainte moyenne à amplitude constante et de (b) l'amplitude à contrainte moyenne constante sur la déformation de rochet d'un PTFE [Chen et al. 2005]**

Dans les mêmes conditions de sollicitation, le phénomène est très sensible à la vitesse de chargement, avec une dépendance non linéaire qui s'attenue fortement aux vitesses les plus élevées (***Figure I.15***). L'effet de rochet est très important aux faibles vitesses, dans les conditions où la déformation viscoélastique est la plus importante.

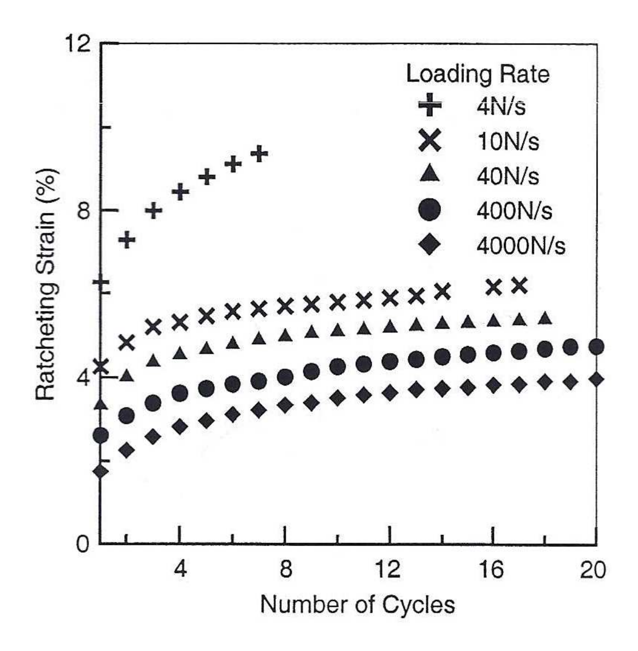


Figure I.15 **- La déformation de rochet aux différentes vitesses de chargement [Chen et al. 2005]**

Enfin, l'effet d'histoire du chargement sur la déformation de rochet sur des matériaux métalliques a été étudié dans nombreux travaux [Kang et al. 2001, Kang et al. 2002, Yaguchi et al. 2005]. Les études sur ce sujet dans les polymères sont plus rares : Zhang et al. [Zhang et al. 2009, Zhang et al. 2010] ont appliqué différents blocs cycles en traction uniaxiale sur un PTFE à différentes températures et contraintes appliquées et conclu à une mémoire des épisodes de sévérité accrûe, comme une amplitude de contrainte ou une contrainte moyenne plus élevée.

IV. Objectifs de cette thèse

En conclusion, il est clair, à la vue de cette étude bibliographique sur la fatigue des polymères, que le comportement en fatigue multiaxiale des thermoplastiques semi-cristallins est un sujet très peu abordé du point de vue de l'amorçage et du comportement en fatigue à grand nombre de cycles. A quelques rares exceptions près, les travaux rapportés sur la fatigue des thermoplastiques concernent la propagation. Cela induit un manque de connaissances du bureau d'étude pour le calcul à la fatigue des pièces réalisées dans ces matériaux. A partir de cette analyse bibliographique qui permet tout de même de dégager des facteurs influençant le comportement en fatigue, nous proposons d'aborder les sujets suivants dans ce travail.

Caractériser la tenue en fatigue multiaxiale et identifier un critère d'endurance qui prenne en compte l'effet de trajet de chargement et l'effet de la contrainte moyenne nous paraît un enjeu important vu le manque dans ce domaine. Un préalable est de développer sur une machine de fatigue bi-axiale (permettant une caractérisation des durées de vie en traction, torsion et compression) un montage expérimental pour réaliser des essais sur des échantillons de même géométrie afin de s'affranchir des variations de microstructure qui accompagnent des procédés de mise en œuvre différents. Et il est clair aussi à la vue de cette étude bibliographique que le comportement intrinsèque de notre matériau est très dépendant de la température de l'environnement. Et les études sur leur résistance à la fatigue se heurtent bien souvent aux problèmes d'échauffements dus à leur fort amortissement interne et leur faible conductivité thermique. Ainsi, nous proposons de concevoir une enceinte permettant de minimiser les gradients de température entre intérieur et extérieur du tube et de réaliser des essais à une température régulée.
Comme la fin de vie des éprouvettes tubulaires minces intervient parfois par localisation de la déformation macroscopique, nous proposons de réfléchir d'abord à la notion de critère d'arrêt des essais. Ce critère doit être applicable à différentes conditions de sollicitation explorées, c'est-à-dire pour des trajets combinant traction et torsion ainsi que différents rapport de charge. Vu aussi qu'il n'y a aucune étude sur l'évaluation rapide de la limite d'endurance dans un tel matériau, nous proposons dans cette présente étude d'aborder ce sujet.

A part quelques rares études récentes qui ont tenté d'analyser la compréhension des mécanismes et des facteurs influençant le comportement cyclé, nous proposons dans le cadre de nos travaux d'aborder ce sujet afin de tenter d'analyser les contributions viscoélastique, viscoplastique, d'endommagement et de leurs couplages sur l'évolution de la réponse cyclique. Nous tenterons aussi d'identifier les grandeurs critiques ou cumuls de grandeur qui amènent à la fin de vie de l'éprouvette et éclairer par la suite la signification de la limite de fatigue, si elle existe.

Cette étude est basée sur le thermoplastique semi-cristallin le plus étudié, à savoir un polyéthylène (PE). Le matériau retenu est un polyéthylène haute densité utilisé entre autres pour la fabrication de produits de haute technologie (tuyaux pour eau ou gaz résistant à de fortes pressions et à la fissuration, réservoirs d'essence pour automobile résistant à la chaleur et aux rayonnements…). Il est important de mentionner que l'architecture moléculaire de ce polymère a été conçue pour retarder l'apparition et la propagation lente de fissures sous sollicitation de fluage.

CHAPITRE II
Dispositif expérimental d'essais de fatigue

Ce chapitre présente le matériau et le dispositif expérimental utilisé pour les essais de fatigue. Une procédure d'acquisition spécialement utilisée pour ce type d'essais y est exposée. Nous présentons enfin les paramètres qui serviront par la suite, pour l'analyse des résultats.

Sommaire

II.1 Matériau

Le matériau étudié dans ce travail est un Polyéthylène Haute Densité (PEHD) fourni par INEOS – Solvay. Ce polymère a été souvent considéré comme un semi-cristallin « modèle » car il se caractérise par une structure chimique simple [Chiver et al. 1982], mais cela est moins vrai pour les matériaux les plus récents. Afin de caractériser partiellement sa microstructure, nous avons choisi deux méthodes d'investigation :

- L'analyse calorimétrique différentielle (DSC)
- L'analyse mécanique dynamique (DMA)

II.1.1 L'analyse calorimétrique différentielle (DSC)

La calorimétrie différentielle à balayage couramment appelée DSC (Differential Scanning Calorimetry) est une technique d'analyse des transitions thermiques dans les matériaux [DSC 1996]. Elle fournit des informations sur les températures auxquelles se produisent les transitions. Des températures de transitions thermodynamiques du premier ordre (fusion) ou de second ordre (transition vitreuse) peuvent ainsi être déterminées.

Le principe de ce système est de mesurer la différence de puissance nécessaire pour qu'un échantillon et une référence soient à la même température. Il existe deux boucles de contrôle de la température. L'une sert à programmer l'augmentation ou la diminution de température de l'échantillon et de la référence à une vitesse donnée. L'autre permet d'ajuster la puissance d'entrée afin de compenser le déséquilibre thermique qui peut exister entre l'échantillon et la référence. Dans le cas de la cristallisation, c'est le caractère exothermique de la transformation qui créera ce déséquilibre, et, dans le cas de la fusion c'est le caractère endothermique de celle-ci. Un signal proportionnel à la différence de puissance fournie à l'échantillon et à la référence, est enregistré en fonction de la température ou du temps. Les échantillons utilisés sont placés dans des coupelles cylindriques serties pour éviter la fuite de matière fondue. La DSC utilisée est le calorimètre TA Instrument 2920 Modulated équipé d'un système de refroidissement à l'azote gazeux afin d'éviter toute dégradation de l'échantillon au cours de l'essai comme l'oxydation à haute température. Des analyses par DSC ont été réalisées à cœur et sur la peau des tubes extrudés, afin d'identifier les gradients de microstructure. Les échantillons sont prélevés à l'aide d'un cutter puis taillés de manière à obtenir une masse entre 10 et 12 mg **(*Figure II.1*)**.

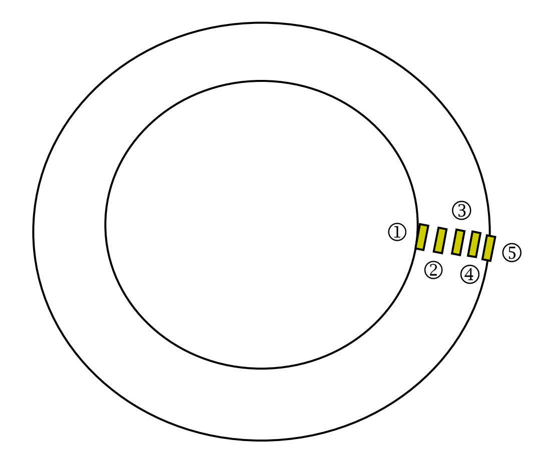


Figure II.1 **- Configuration de prélèvement des échantillons dans le tube**

La masse de l'échantillon ne doit pas être trop importante pour éviter les effets inertiels mais également être suffisamment importante pour mettre en évidence des fluctuations d'enthalpie, même légères. La vitesse de chauffe (rampe de température) influence également la précision de l'analyse. Une vitesse faible améliore la résolution mais limite le nombre d'essais réalisables tandis qu'une vitesse élevée réduit la résolution mais permet une meilleure sensibilité. L'ensemble des essais de DSC a donc été réalisé à une vitesse de 10°C/min.

La procédure employée est la même pour l'ensemble des échantillons. Elle peut se décomposer en trois phases :

- Stabilisation du matériau pendant quelques minutes à -150°C puis chauffage à 10°C/min jusqu'à 160°C ;
- Refroidissement à 10°C/min du polymère de 160°C jusqu'à -150°C (entraînant la cristallisation du polymère) ;
- Chauffage à 10°C/min toujours de -150°C à 160°C.

Ces températures sont choisies de façon à pouvoir observer la transition vitreuse et le pic de fusion complet. Le premier chauffage permet de comparer les échantillons dans leur état initial tels qu'ils sont testés. Lorsque le polymère atteint la température de 160°C, il est dans son état fondu et perd alors son histoire thermomécanique due à la mise en forme. Lors de la seconde étape (refroidissement), tous les échantillons cristallisent dans les mêmes conditions à partir d'un état identique. Les thermogrammes recueillis lors de la dernière montée en température permettent alors de comparer et vérifier la reproductibilité des diffèrent résultats de ces échantillons en s'affranchissant de leur état induit par le procédé de mise en forme. Ces essais ont permis d'estimer les valeurs des incertitudes pour les différentes températures et pour le taux de cristallinité du PEHD.

L'analyse des thermogrammes de DSC pour le matériau à étudier met en évidence les changements structuraux qui se produisent avec la température.

- **Détermination de la température de transition vitreuse T_g .**

La transition vitreuse est une transition réversible de la phase amorphe. Elle marque le passage de l'état vitreux ($T<T_g$) à l'état caoutchoutique ($T>T_g$). Elle correspond, au niveau moléculaire à l'apparition de mouvements de longs segments de chaînes. Ce changement d'état se produit sur une plage de température. Sur le thermogramme de DSC, il se manifeste par un saut de capacité calorifique. La température de transition vitreuse est généralement définie au point d'inflexion ou à mi-hauteur. En raison de la nature cinétique de cette transition, la température de transition vitreuse dépend de la vitesse de chauffe au cours de la mesure.

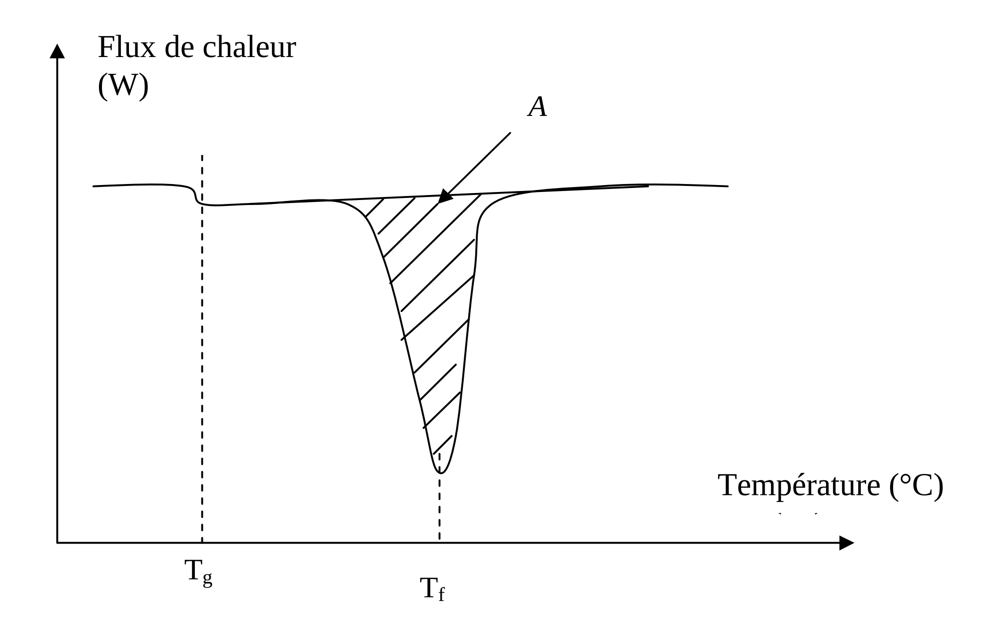


Figure II.2 **- Thermogramme schématisé d'un polymère semi-cristallin obtenu par DSC**

Le saut de capacité calorifique caractéristique de la transition vitreuse du PEHD est difficile à observer et encore plus à quantifier à partir de DSC alors qu'elle est facilement identifiable en DMA.

- **Détermination du taux de cristallinité** χ_m

Le taux de cristallinité massique s'écrit sous la forme suivante :

$$\chi_m = \Delta H_f \,/\, \Delta H_{100\%\ cristallin} \qquad \textit{Équation II.1}$$

où ΔH_f est l'enthalpie de fusion par unité de masse du polymère considéré et $\Delta H_{100\%\ cristallin}$ est l'enthalpie de fusion par unité de masse du polymère totalement cristallin.
Pour le PEHD, $\Delta H_{100\%\ cristallin}$ est pris égale à 290 J/g d'après les différentes valeurs recueillies dans la littérature [Wünderlich 1973]. χ_m a donc pu être tracé en fonction de la position de chaque échantillon (***Figure II.3***). Chaque point représente le taux de cristallinité moyen obtenu avec les échantillons prélevés dans les mêmes conditions.

Lors du premier chauffage, la majorité des taux de cristallinité mesurés à différentes positions (dans l'épaisseur) sont compris entre 53 et 58 %. La variation de taux de cristallinité entre la paroi interne et la paroi externe du tube peut s'expliquer par le fait que le refroidissement dans la paroi interne se fait moins rapidement que sur la surface externe des tubes lors du procédé d'extrusion utilisé lors de la fabrication des tubes. La moins bonne cristallisation en paroi externe se traduit par un taux de cristallinité plus faible.
Lors de deuxième chauffage, la majorité des taux de cristallinité sont compris entre 58 et 59%. Ce deuxième chauffage montre bien que les écarts de mesure au premier chauffage excédent bien la reproductibilité de la mesure.

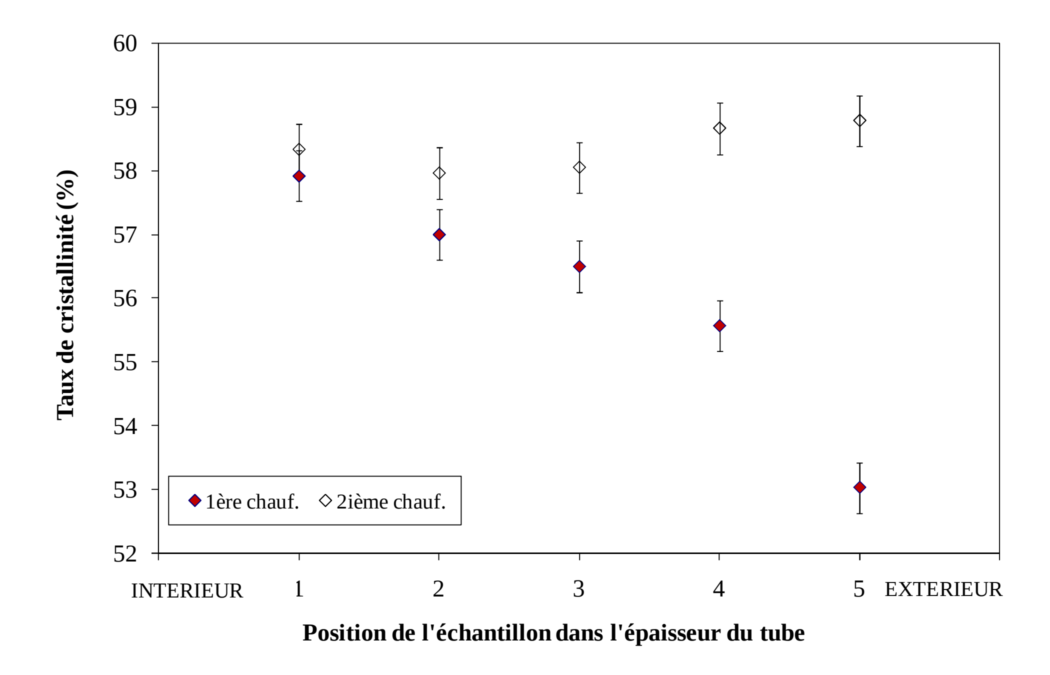


Figure II.3 **- Taux de cristallinité de chaque échantillon**

- **Détermination de la température de fusion T_f**

La fusion est le passage des chaînes de polymère d'un état cristallin ordonné à un état liquide désordonné. Elle a lieu sur un domaine de température plus au moins étendu, du fait de la dispersion des épaisseurs des lamelles cristallines. La température de fusion (T_f) est choisie au maximum du pic endothermique de fusion sur le thermogramme de DSC. La ***Figure II.4*** présente les résultats de la détermination de la température de fusion T_f en fonction de la position de chaque échantillon.

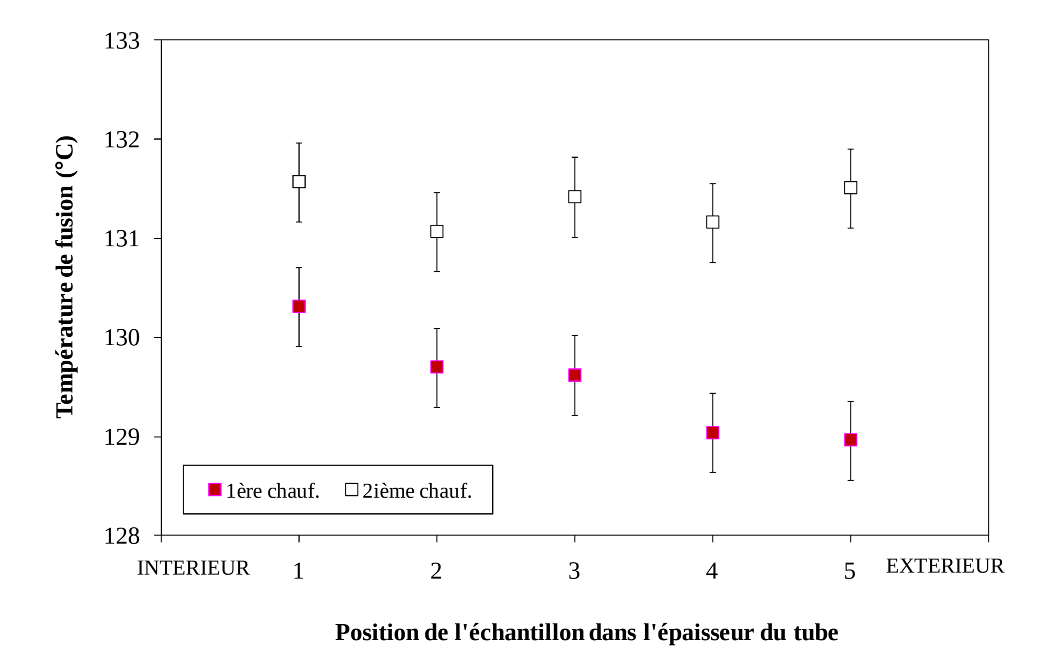


Figure II.4 **-Température de fusion de chaque échantillon**

Lors du premier chauffage, l'écart entre la valeur de température de fusion la plus élevée (130,3 °C) et la valeur la plus faible (129 °C) est faible. On observe néanmoins une tendance cohérente avec les résultats obtenus pour le taux de cristallinité : la taille des cristaux semble supérieure en partie intérieure du tube à l'endroit où le refroidissement est plus lent. Le deuxième chauffage montre bien aussi que les écarts de mesure au premier chauffage excédent bien la reproductibilité de la mesure.

Finalement, les mesures des taux de cristallinité et les températures de fusion à différents endroits dans l'épaisseur présentent une légère différence en fonction de la position. Ceci nous conduit à penser qu'il y a un léger gradient de microstructure dans notre matériau PEHD.

II.1.2 Analyse mécanique dynamique (DMA)

Les analyses dynamiques mécaniques ont consisté à solliciter, en flexion 3 points, un barreau usiné de PEHD en lui appliquant une déformation donnée, sinusoïdale à une fréquence fixée (1 Hz), et à mesurer les réponses élastiques et visqueuses du matériau (module de conservation, module de perte et tangente de l'angle de déphasage tanδ).
L'appareil utilisé est un TA Instruments Q800. L'essai de DMA est réalisé entre -150°C et 110°C à une vitesse de 2°C/min. Les différents phénomènes observés seront attribués à des températures relevées sur le module de perte pour l'ensemble de l'étude.

Pour déterminer le module complexe d'un matériau, il est nécessaire de se placer dans son domaine de viscoélasticité linéaire, dans lequel la relation entre la contrainte et la déformation est linéaire. La réponse mécanique est alors l'image des procédés dynamiques au niveau moléculaire qui sont constamment en mouvement, même pour un système à l'équilibre. Pour cela, la déformation doit être faible. La déformation ε choisie pour réaliser l'essai de DMA sur les différents polymères de l'étude est de 0,3 %.
Cette technique nous permettra de déterminer précisément la température de transition vitreuse Tg difficilement accessible par DSC, et de déterminer aussi les autres températures des différentes transitions, et donc situer les transitions par rapport à la température de travail de notre éprouvette.

La ***Figure II.5*** présente les modules de conservation, les modules de perte et tanδ de notre PEHD en fonction de la température.

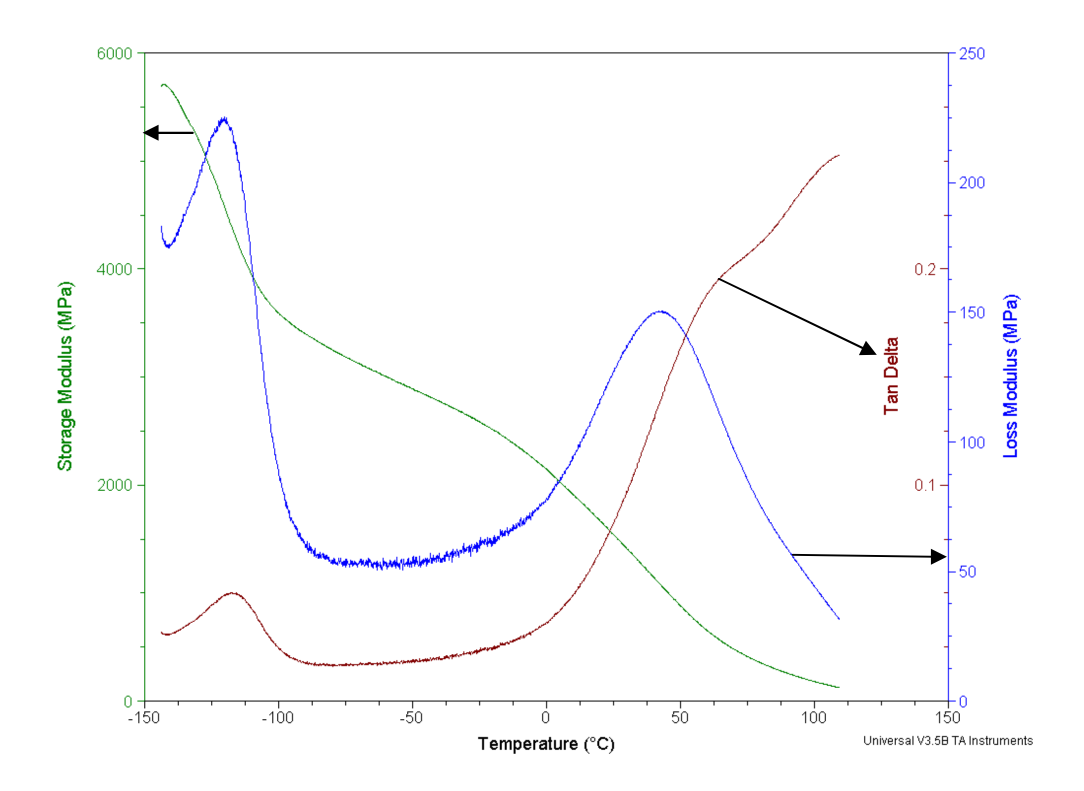


Figure II.5 **- Module de conservation, module de perte et tanδ du PEHD en fonction de la température**

La relaxation β, associée à la transition vitreuse du PEHD, apparaît nettement sur le graphique par une chute de module de conservation, ainsi qu'un pic de module de perte à -120°C. Cette transition vitreuse difficilement observable en DSC est aisément identifiable par DMA. Une autre chute de module de conservation associée à un pic du module de perte intervient aux alentours de 40°C. Cette relaxation α_c a pour origine un « twist » de certaines parties des chaînes de PEHD dans la zone cristalline conduisant à une relaxation possible de la région inter lamellaire. Cette relaxation est un peu plus basse qu'habituellement observée (60-80°C).

En conclusion, la DMA nous permettra de voir précisément l'évolution structurale au niveau des différentes relaxations, que l'on ne pouvait observer précisément en DSC, ainsi que l'évolution des différents modules si celle-ci est assez importante. Le matériau sera testé par la suite à une température d'environ de 19°C imposée par le système de régulation thermique, dans une gamme loin des températures de transitions. Les essais mécaniques vont couvrir alors une gamme de température allant de 19°C (température initiale des essais) à 21°C dans le cas des essais à faible fréquence et à 29°C dans le cas des essais les plus sévères. Le module de conservation à 19°C est de 1800 MPa. La variation de module mesurée en DMA sur cette plage de température est de 300 MPa.

II.2 Éprouvettes de fatigue

Les essais de fatigue sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques de type « tubes minces ». Les éprouvettes sont élaborées à partir de tubes extrudés chez INEOS - Solvay, puis découpées au laboratoire pour obtenir des tubes de 160 mm de long. Ce procédé de mise en œuvre laisse supposer moins d'hétérogénéité microstructurale que l'injection. Les diamètres extérieur et intérieur du tube extrudé initial mesurent respectivement 50.4 mm et 44.2 mm. La variation de l'épaisseur est estimée à 3.1 mm ± 2.5 %, moyenné sur 60 mesures (c'est-à-dire 3 mesures différentes de chaque diamètre et épaisseur pour chaque éprouvette d'une série de 20), et la variation du diamètre extérieur le long d'un tube est évaluée à 50.4 mm ± 0.4 % (moyenné sur 60 mesures) : il n'y a donc pas de problème important ni de concentricité ni d'ovalisation du tube.

Il est nécessaire de localiser la zone de rupture attendue dans un endroit désiré de la partie utile des éprouvettes, de manière à mesurer la température dans cette zone et ne pas rompre dans les mors. Ainsi, nous avons usiné nos tubes suivant la géométrie représentée à la ***Figure II.6*** avec un rayon de courbure très important (Rc = 375 mm) de sorte à minimiser l'effet d'entaille tout en localisant les phénomènes à observer. L'usinage a été réalisé sans lubrifiant pour éviter toute interaction entre les produits de lubrification et le tube. Deux passages sont nécessaires à l'obtention d'un état de surface à faible rugosité et reproductible. Le diamètre extérieur final obtenu dans la section minimale est estimé alors à 49.2 mm et l'épaisseur finale à 2.5 mm. La section minimale finalement obtenue est estimée à 372.4 ± 11.3 mm^2 (moyenné sur 60 mesures).

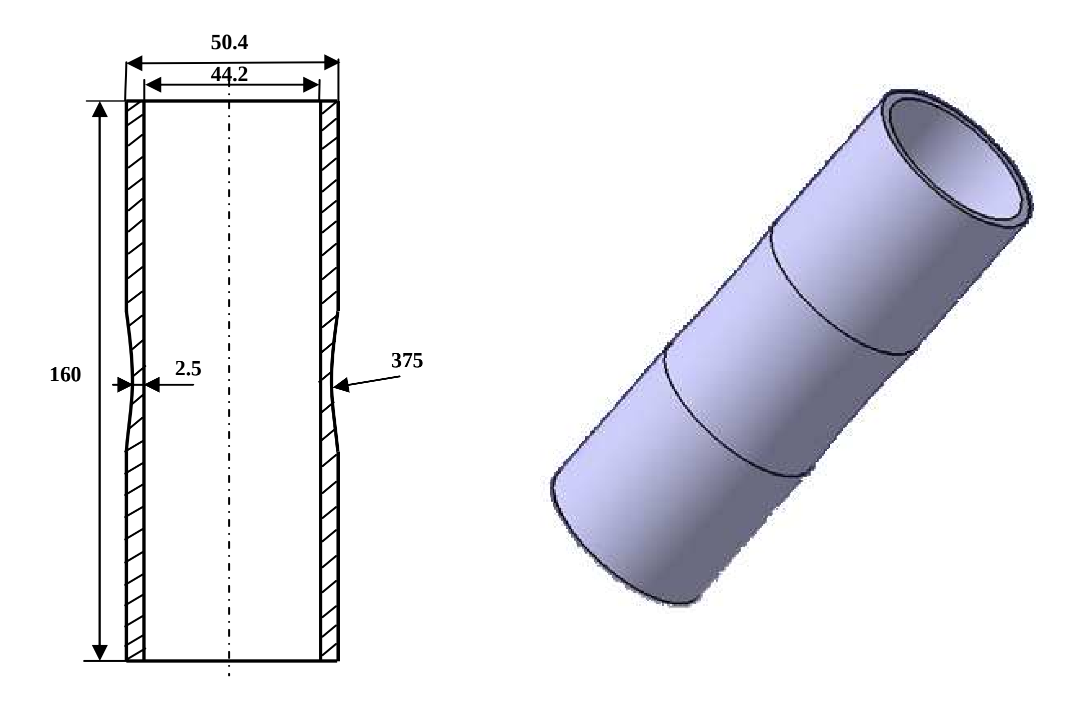


Figure II.6 **– Schéma de l'éprouvette « tube » utilisée pour les essais de fatigue**

Le choix de cette éprouvette est principalement lié à la possibilité de réaliser des essais de traction, torsion et compression sur la même géométrie, i.e. en s'affranchissant des variations de microstructure qui résulteraient de différents procédés de mise en œuvre des éprouvettes.

II.3 Dispositif expérimental

Les essais mécaniques sont l'étape indispensable pour accéder aux grandeurs caractéristiques des matériaux, et ce dans des conditions variables, par exemple de température ou de vitesse de sollicitation.
Le propos de ce paragraphe est de présenter les moyens expérimentaux utilisés pour caractériser le comportement mécanique en fatigue de notre matériau. Les systèmes de sollicitation mécanique et d'acquisition de mesure sont les mêmes en fatigue et en sollicitation monotone.

II.3.1 Machine d'essais

Les essais de fatigue et monotones sont réalisés sur une machine biaxiale servo-hydraulique INSTRON modèle 1343 (***Figure II.7***) qui permet d'effectuer des essais de traction, compression, torsion, seuls ou combinés. L'ensemble est constitué d'un bâti rigide portant une traverse réglable. Sur la partie inférieure du bâti, deux vérins hydrauliques assurent la mise en charge de l'éprouvette. Sur la traverse mobile (en haut de la machine), il y a deux cellules de mesure, une pour déterminer les efforts de traction-compression jusqu'à ±200kN ; et l'autre pour mesurer le couple de torsion jusqu'à ±2kN.m. L'énergie hydraulique est fournie par un groupe hydraulique séparé de 10 kW de puissance.
Le pilotage de la machine s'effectue au travers d'une boucle d'asservissement qui impose par l'intermédiaire de la sollicitation mécanique, l'égalité entre la réponse d'un capteur et une consigne affichée.
Les capteurs peuvent être soit :

- La position axiale du vérin (mode POSITION)
- La charge axiale, mesurée sur la cellule (mode CHARGE)
- L'angle du vérin (mode ANGLE)
- Le couple, mesurée sur la cellule (mode COUPLE)

Les consignes sont affichées sur les modules de commande (signaux sinusoïdaux, carrés, triangulaires, fréquences, amplitude variables…). La machine permet des déplacements manuels de traverse, les réglages d'offset, mais comporte aussi un module qui permet de programmer un trajet de chargement défini par des séquences élémentaires (rampe, cycles…).
Tous les essais de fatigue sont réalisés à force imposée. La réponse de la boucle d'asservissement (P.I.D.) est réglable en fonction de la nature de l'éprouvette et du mode de sollicitation recherché. Malgré un bon réglage des P.I.D., la charge n'atteint pas immédiatement sa valeur constante, mais augmente progressivement pendant environ 4 s après le début de l'essai.
Cette géométrie d'éprouvette a nécessité l'usinage et l'emploi de mors adaptés. Le système de fixation de l'éprouvette est constitué de 2 mandrins intérieurs (a) sur la ***Figure II.8***, de 2 mandrins extérieurs (b), et de 2 coquilles (c) que l'on serre sur le tube après enfoncement entre le mors supérieur lié à la cellule de mesure de force ou couple (partie supérieure) et le mors inférieur lié au vérin hydraulique (partie inférieure). Le rôle de ces mors est de transmettre à la partie utile de l'éprouvette les sollicitations prévues pour l'essai et d'éviter toute présence d'une sollicitation parasite (effet de flexion lors d'un essai de traction) risquant de perturber l'analyse du comportement de notre matériau. Pour cela, l'alignement des mors à l'aide d'un comparateur fait l'objet d'un soin tout particulier (précision de 2/100 ^{ème} de mm).
La longueur utile des éprouvettes est de 70 mm : c'est-à-dire la partie qui est libre de se déformer sous l'effet du chargement. Cette partie utile n'est pas complètement homogène car il y a la zone usinée au centre.

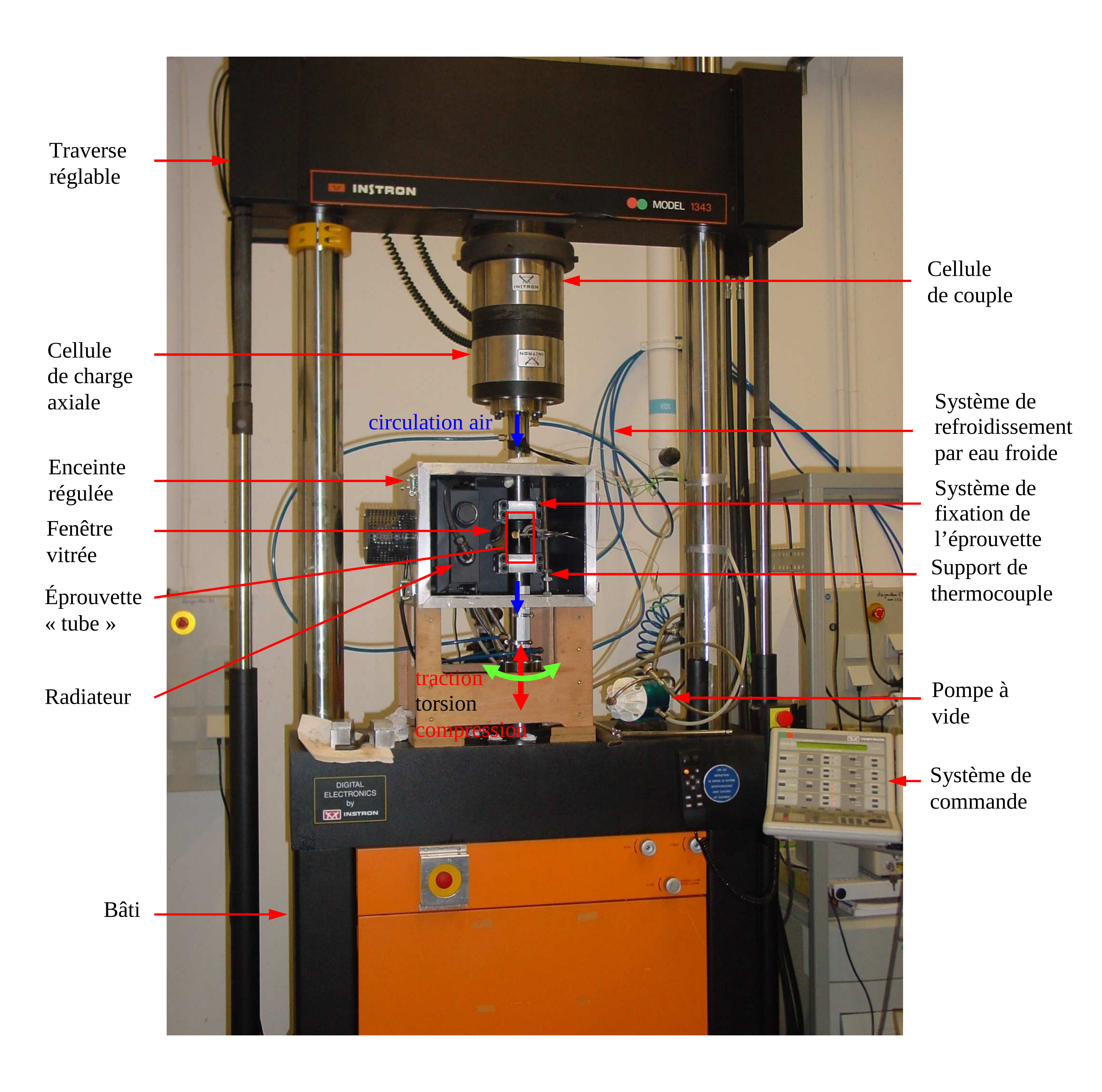


Figure II.7 – **Dispositif expérimental**

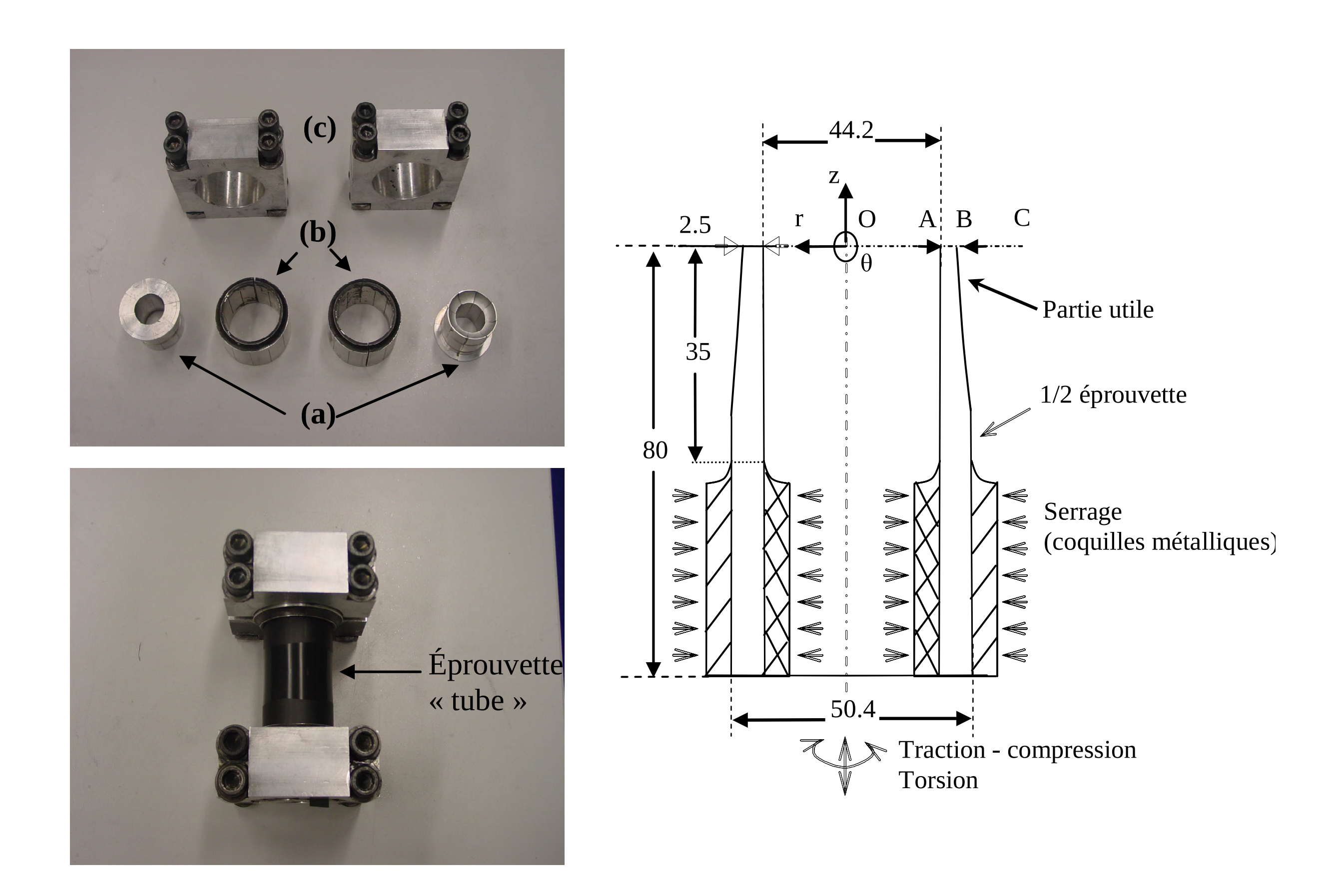


Figure II.8 **– Système de fixation des éprouvettes et positionnement des points de mesures de températures par thermocouples**

II.3.2 Environnement thermique

Une première série d'essais de fatigue a permis d'améliorer le fonctionnement et la fiabilité du dispositif expérimental en matière d'environnement thermique de l'éprouvette. Les diverses analyses de ces essais à température ambiante (sans prendre aucune précaution particulière sur l'effet probable de la température) ont en effet permis d'observer deux points :

- Premièrement, on constate immédiatement que, pour des vitesses de sollicitations (fréquences d'essais) élevées, le PEHD s'échauffe de plus en plus au cours de l'essai de fatigue (***Figure II.9***), ce qui nous montre l'importance des phénomènes d'autoéchauffement dans ce matériau. En effet, la déformation inélastique, combinée à la faible conductivité thermique des polymères peut conduire à des autoéchauffements importants notamment à grande vitesse de sollicitation [Li et al. 2001]. Et peut induire à son tour une évolution du comportement mécanique des matériaux fortement thermodépendants [Rittel 2000, Billon 2003] rendant nécessaire la prise en compte des couplages thermomécaniques.

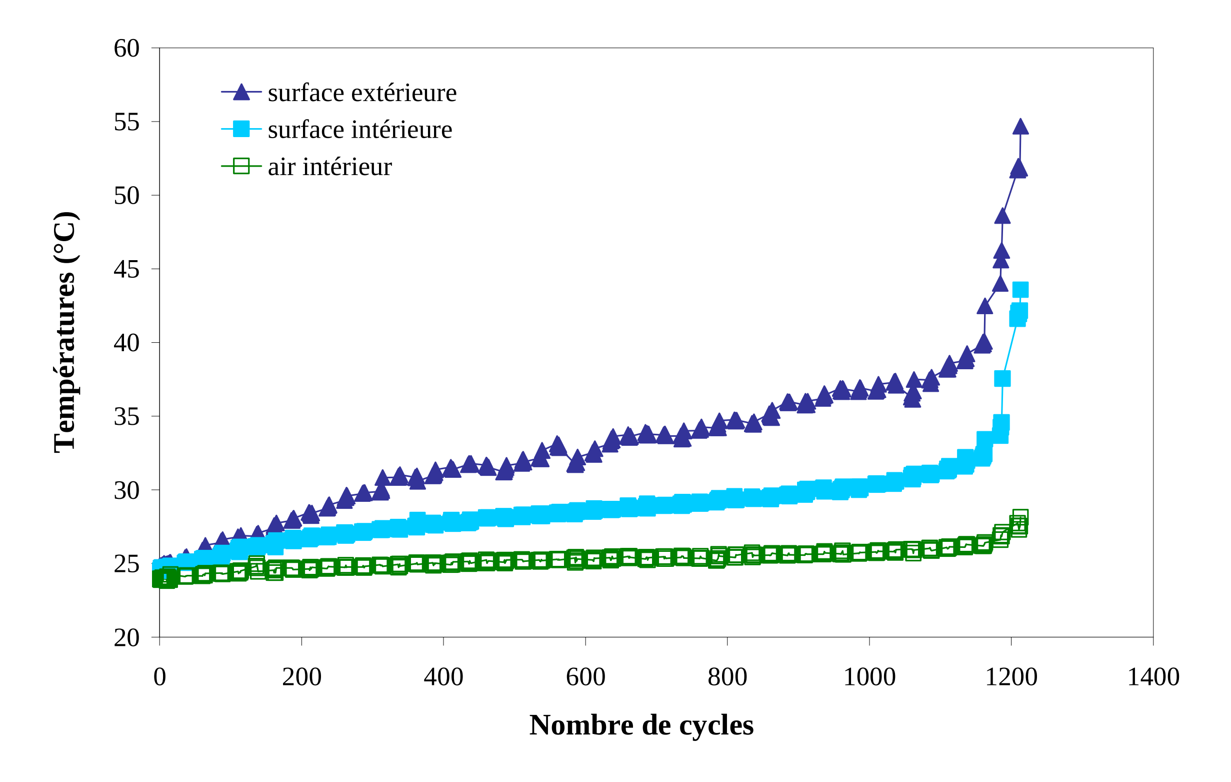


Figure II.9 **- Évolution des températures de l'air et de l'éprouvette en fonction de nombre de cycles pour un essai de traction à R = -1 (σ_{max} = 17.9 MPa)**

- Deuxièmement, on remarque une influence de la température ambiante sur le comportement en fatigue de ce polymère (***Figure II.10***). L'essai analysé est un essai à très grand nombre de cycles qui ne mène pas à rupture. On observe bien sur la courbe que, lors de la journée, la température augmente en continue par contre à partir du début de la soirée la température commence à chuter et commencer après à augmenter au début de la matinée du deuxième jour. Cette variation de température a un effet similaire sur l'évolution de déformation maximale, minimale et moyenne (***Figure II.11***) et sur l'évolution de module dynamique (***Figure II.12***). Ces paramètres mécaniques sont bien définit à la fin de ce chapitre.

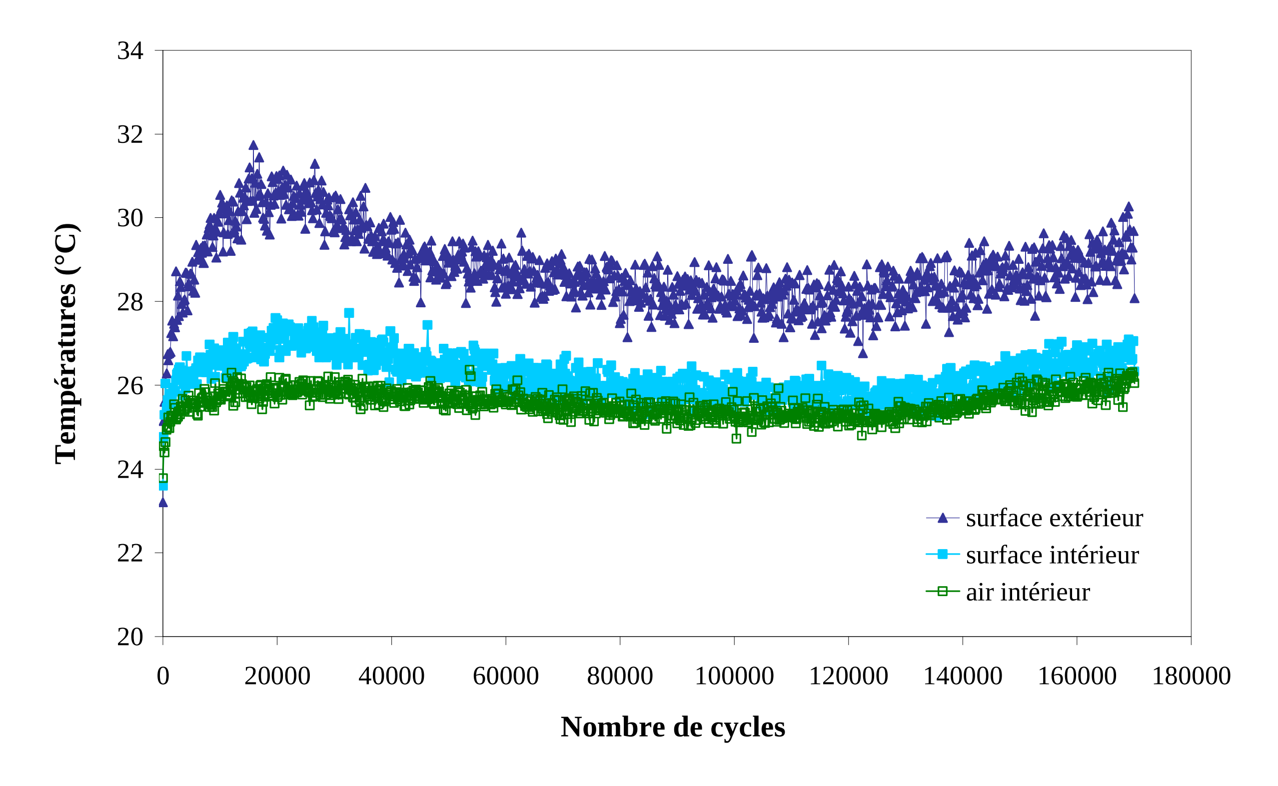


Figure II.10 **- Évolution des températures de l'air et l'éprouvette en fonction de nombre de cycles pour un essai de torsion à R = -1 (σ_{max} = 9.3 MPa)**

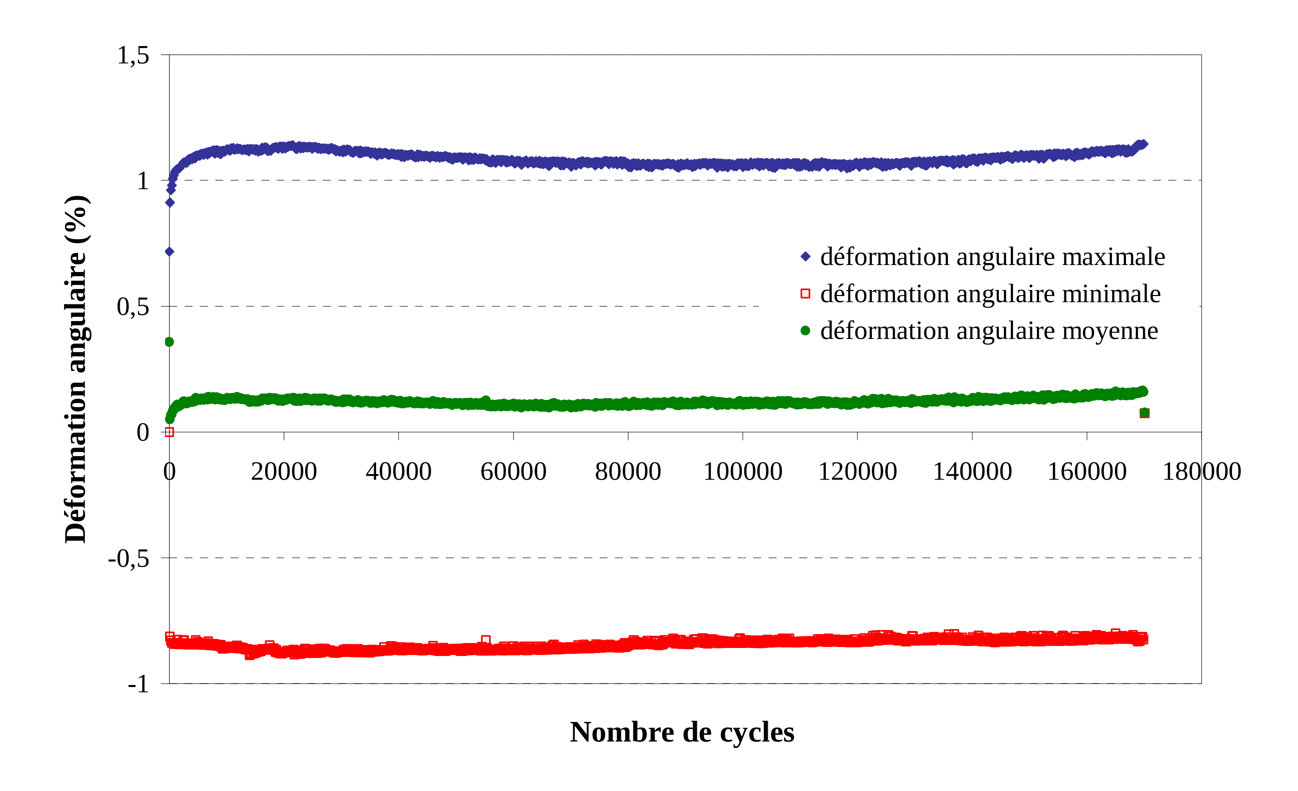


Figure II.11 **- Évolution de déformation maximale, minimale, et moyenne en fonction de nombre de cycles pour un essai de torsion à R = -1 (σ_{max} = 9.3 MPa)**

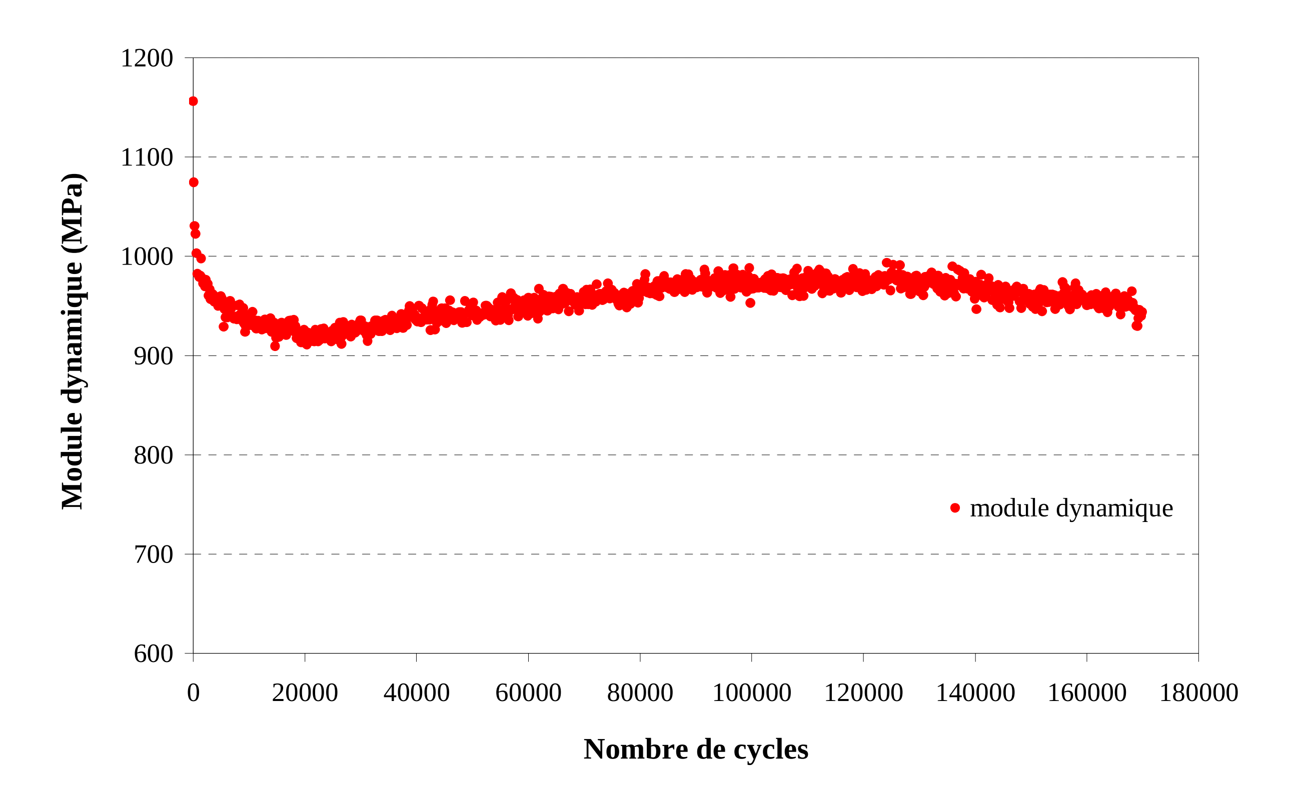


Figure II.12 **- Évolution de module dynamique en fonction de nombre de cycles pour un essai de torsion à R = -1 (σ_{max} = 9.3 MPa)**

De façon à minimiser, voire maîtriser ces effets, nous avons conçu et développé au laboratoire une enceinte (***Figure II.7***) permettant de minimiser les gradients de température entre intérieur et extérieur du tube et de réaliser des essais à une température mieux régulée, d'environ 19°C (18.8 ± 0.3°C (moyenné sur 30 essais)).
Des essais réalisés dans une étude précédente au laboratoire sur le même matériau et la même géométrie avaient par ailleurs montré un important échauffement de l'air intérieur du tube. Nous avons utilisé un système de circulation d'air en boucle fermée, qui consiste à aspirer l'air régulé (injecté par un radiateur alimenté par un eau régulée en température : 18°+/- 0.5 C) dans l'enceinte climatisée grâce à une pompe à vide (***Figure II.7***), à le faire circuler à l'intérieur de tube par des trous en bord du mors inférieur, à l'évacuer par des trous en bord du mors supérieur, et toujours à l'aide de la même pompe, à le ré-injecter à l'intérieur de l'enceinte. Par ailleurs, les mors sont refroidis en continu par un débit constant de l'eau régulée (pour isoler le dispositif de l'échauffement important du vérin lors de l'essai). Cette circulation d'air augmente par ailleurs les échanges de chaleur entre l'éprouvette et le milieu ambiant et minimise l'auto-échauffement. Elle permet aussi d'équilibrer la température du tube avant le démarrage de l'essai, pour que les surfaces intérieure et extérieure soient à la même température. Ce système de refroidissement associé à une limitation de la fréquence des essais entre 0.02 et 2 Hz sont nécessaires pour contenir les élévations de température et étudier dans un premier temps les aspects purement mécaniques.

Pour la mesure des températures de surfaces extérieure et intérieure du tube, et de l'air intérieur et extérieur, nous avons utilisé quatre thermocouples de type K.
Cette technique a souvent été employée dans les études de comportement en température et également dans les couplages thermomécaniques [Rittel et al. 2003, Moisa et al. 2005, Galetz et al. 2007]. Ces deux thermocouples sont maintenus au centre de la partie utile de l'éprouvette (points A et B sur la ***Figure II.8***) par un dispositif de fixation équipé d'un

piétement qui garantit une position et une hauteur du thermocouple reproductibles. Le contact thermocouple-tube est assuré grâce à l'élasticité d'un ressort collé sur le thermocouple.
Deux autres thermocouples sont utilisés, de façon à évaluer les différences de température de l'air au voisinage du tube (à quelques mm de l'éprouvette), à l'extérieur (point C sur la ***Figure II.8***) et à l'intérieur (point O sur la ***Figure II.8***). Cette technique, de mise en œuvre aisée, possède néanmoins quelques désavantages :
- la faible conductivité thermique du PEHD (d'autant plus que la mesure de température correspond à une température de surface qui est différente de celle du cœur du matériau) ;
- la perturbation locale du comportement thermique ;
- l'impossibilité de prise en compte des fuites thermiques ;
- la sensibilité des mesures.
Elle est donc généralement marginalisée au profit des techniques sans contact. Comme nous ne nous intéressons pas à des mesures fines de la température au cours du cyclage mais à son évolution moyenne, nous avons malgré tout adopté ce mode de mesure par thermocouples malgré les inconvénients cités précédemment. Et que la mesure par une technique sans contact comme la thermographie infrarouge sur un profil d'éprouvettes non plan n'est pas évidente.

II.3.3 Paramètres de l'essai

Dans un essai de fatigue, notre échantillon est soumis à une force variable dans le temps, d'amplitude et de fréquences données (2Hz pour la plupart des essais et 1Hz pour quelques essais supplémentaires), choisis pour réduire la possibilité d'un auto-échauffement et donc une rupture thermique.
Nous rappelons sur la ***Figure II.13***, les conventions prises pour décrire un cycle de fatigue en contraintes.

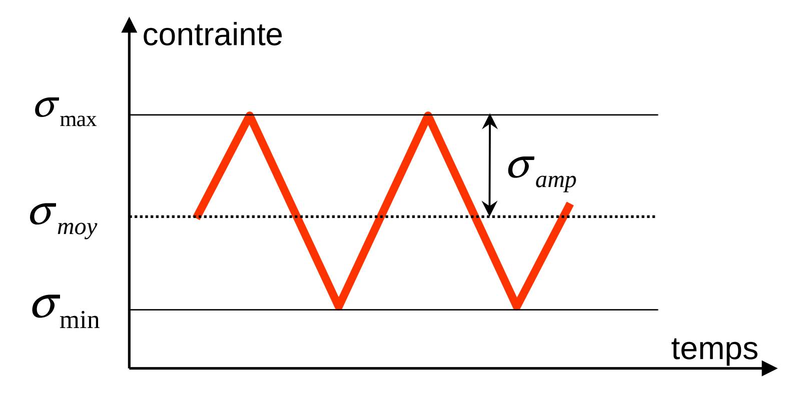


***Figure II.13* – Description du cycle de chargement en contraintes**

L'amplitude (partie dynamique) et la moyenne (partie statique) de cette contrainte cyclique sont données respectivement par :

$$\sigma_{amp} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \qquad \textit{Équation II.2}$$

$$\sigma_{moy} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \qquad \textit{Équation II.3}$$

et le rapport des contraintes extrêmes, appelé rapport de charge, est défini par :

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \qquad \textit{Équation II.4}$$

où σ_{min} et σ_{max} sont respectivement les contraintes minimale et maximale auxquelles est soumis l'échantillon. Les essais peuvent être effectués suivant des chargements de traction ou torsion alternés symétriques (R = -1 et σ_{moy} = 0), ou des chargements de traction, compression ou torsion répétés (R = 0 et $\sigma_{moy} = \sigma_a$). Les essais de compression répétés sont menés à R =-∞.

Une forme d'onde triangulaire en charge a été appliquée pour tous les essais de fatigue. En raison du comportement visqueux du notre matériau, cette forme d'onde a été choisie pour garder une vitesse de chargement constante durant tout l'essai et permettre une analyse plus lisible des effets de vitesse.

II.4 Procédure d'acquisition

La gestion de toutes les informations fournies par les différents éléments que nous venons de présenter, est assurée par un système informatique. Le logiciel Measure Foundry permet d'acquérir automatiquement les données brutes (temps, déplacement, charge, angle, couple, 4 températures), exploitées par la suite sous Matlab et Excel.

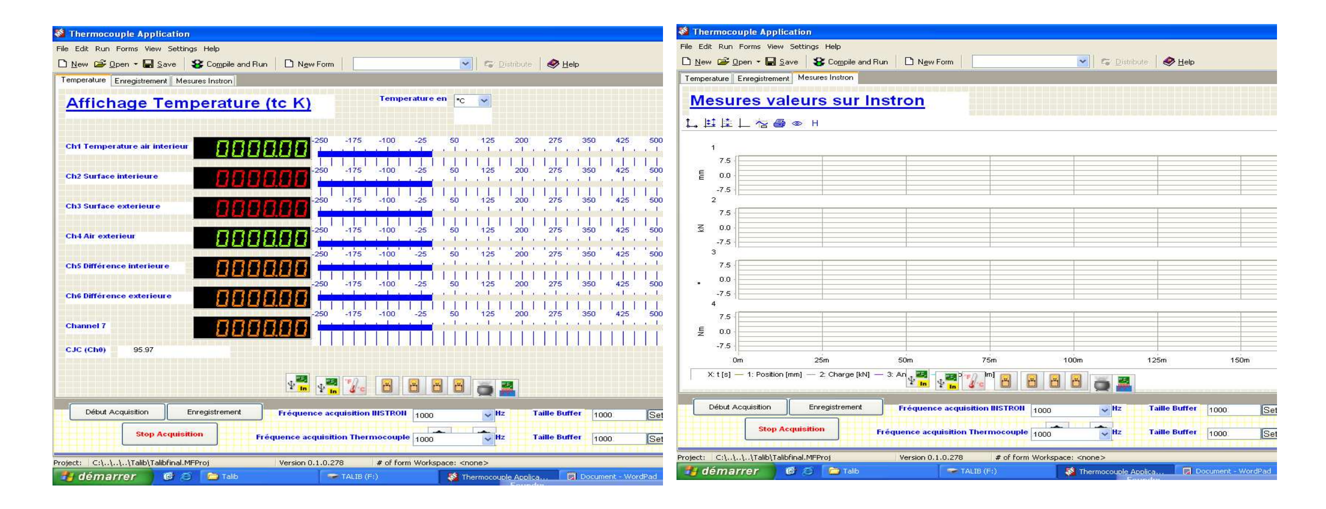


***Figure II.14* – Logiciel Measure Foundry**

La période d'acquisition va dépendre du type de sollicitation. Dans le cas des essais mettant en jeu une sollicitation non périodique (cas des essais monotones) les points de mesures seront enregistrés à intervalle de temps très rapprochés pendant toute la durée de l'essai. Cette méthode est bien adaptée pour les essais de courte durée, mais le volume d'informations devient très rapidement élevé si l'on cherche à garder une bonne précision sur des essais de longue durée tels que les essais de fatigue. En effet, la taille des fichiers générés devient gigantesque et non exploitable. Ainsi, une procédure particulière d'acquisition est mise en place pour suivre l'évolution du chargement lors des cycles de fatigue. Cette procédure permet d'automatiser l'acquisition des cycles à des temps prédéfinis et de suivre de façon plus précise quelques cycles tous les 20 cycles. Comme illustré sur la ***Figure II.15*** l'acquisition

consiste en une première séquence (entre 10 s et 20 s) permettait le suivi de la mise en charge et des premiers cycles (séquence A sur la ***Figure II.15*)**, suivie d'un bloc de deux séquences répété tout au long de l'essai:

- la première séquence du bloc (séquence B.1 sur la ***Figure II.15***) permet l'acquisition des données pendant une durée choisie correspond à 4 cycles de chargement
- la deuxième séquence (séquence B.2 sur la ***Figure II.15***) a pour but de suspendre l'acquisition pendant une durée choisie également.

La simplicité apparente du principe d'acquisition dans le cas d'une sollicitation non périodique ne doit toutefois pas masquer la difficulté qui se présente au niveau de la gestion de ces données par rapport au cas d'une sollicitation périodique. Par ailleurs, la structuration des enregistrements en termes de points de mesures et non plus en termes de cycles échantillonnés, ne permet pas une grande souplesse dans la manipulation et l'exploitation ultérieure de ces informations. En effet, d'une part, les acquisitions ne sont pas toujours bien synchronisées avec le début de chaque cycle de fatigue à cause du saut entre les deux séquences d'acquisitions. D'autre part les acquisitions démarrent avant le début de cyclage, ce qui fait que le temps enregistré n'est pas le temps réel de chargement mécanique vécu par l'éprouvette **(*Figure II.15*).**

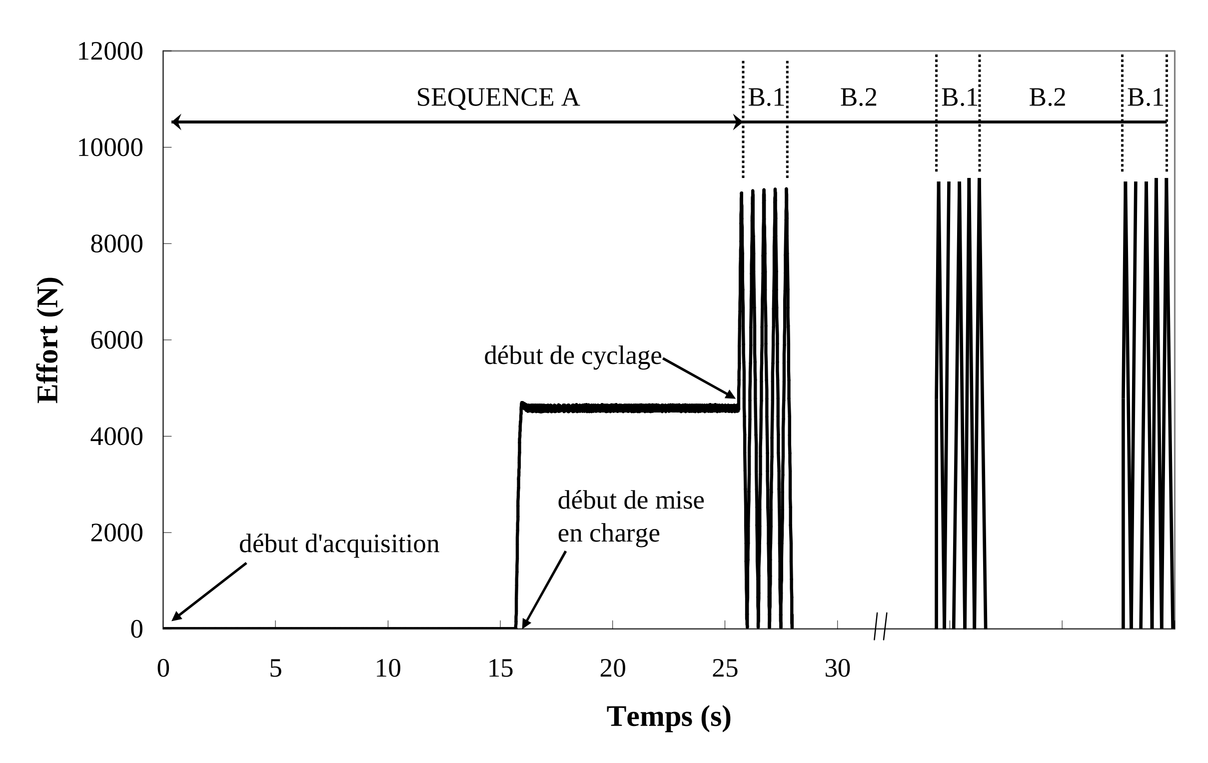


Figure II.15 **- Schématisation du problème d'acquisition sur un de nos essais de fatigue**

La durée entre le début d'acquisition et le début de cyclage, et en particulier la durée de pré-fluage sous l'effet d'une contrainte moyenne positive avant le début du cyclage, est presque toujours reproductible. Cela nous a permis de raisonner en temps de cyclage. Un programme d'exploitation sur Matlab a été développé afin de réinitialiser le temps de l'essai de fatigue, en le synchronisant avec le début de cyclage. Un autre programme consiste à échantillonner un certain nombre de cycles de fatigue uniformément répartis au cours de l'essai. Par exemple, dans le cas d'un essai cyclique à 2Hz, nous avons choisi d'échantillonner 50 points de

mesures régulièrement sur tout le cycle (charge et décharge), et la séquence de sélectivement des cycles (N) correspond à l'enregistrement :

- de tous les cycles compris entre N = 1 et N = 200
- d'un cycle sur un certain nombre de cycles (selon la durée de l'essai) pour les cycles compris entre N = 200 et N = 10 000
- enfin, les 200 derniers cycles sont systématiquement sélectionnés, afin d'accéder au comportement du matériau précédant la rupture

Le logiciel Excel permet de stocker tous ces résultats calculés par Matlab et les tracer par la suite sous forme de courbes pour analyser le comportement de notre matériau. L'utilisation d'Excel pour le tracé des courbes est plus pratique que Matlab, et surtout en qualité d'image.

II.5 Principes de dépouillement et exploitation des données

II.5.1 Calcul des contraintes et déformations

La compréhension du comportement de notre polyéthylène haute densité paraît difficile si les sollicitations complexes représentatives de l'application industrielle réelle ne sont pas précédées d'une analyse mécanique de leur réponse à des sollicitations plus simples. Ici trois trajets sont étudiés (traction, compression, et torsion), afin de les confronter.
Ainsi, notre étude se focalisera sur ces trois trajets macroscopiques simples, en analysant les contraintes et les déformations macroscopiques. Pour l'instant, le dépouillement s'appuie sur des grandeurs globales (force, déplacement, rotation) rapportées à des grandeurs relatives à la géométrie de la structure (longueur 'utile' de l'éprouvette, section initiale …). Le développement d'une instrumentation plus fine fera l'objet des études ultérieures.

Les contraintes et les déformations pour tous les essais sur tubes sont définies par :

$$\sigma_{zz} = \frac{F}{\pi(R_{ext}^2 - R_{\text{int}}^2)}$$ ***Équation II.5***

$$\sigma_{z\theta} = 2\frac{R_{moy}M}{\pi(R_{ext}^4 - R_{\text{int}}^4)}$$ ***Équation II.6***

$$\varepsilon_{zz} = \frac{\Delta l}{l_0}$$ ***Équation II.7***

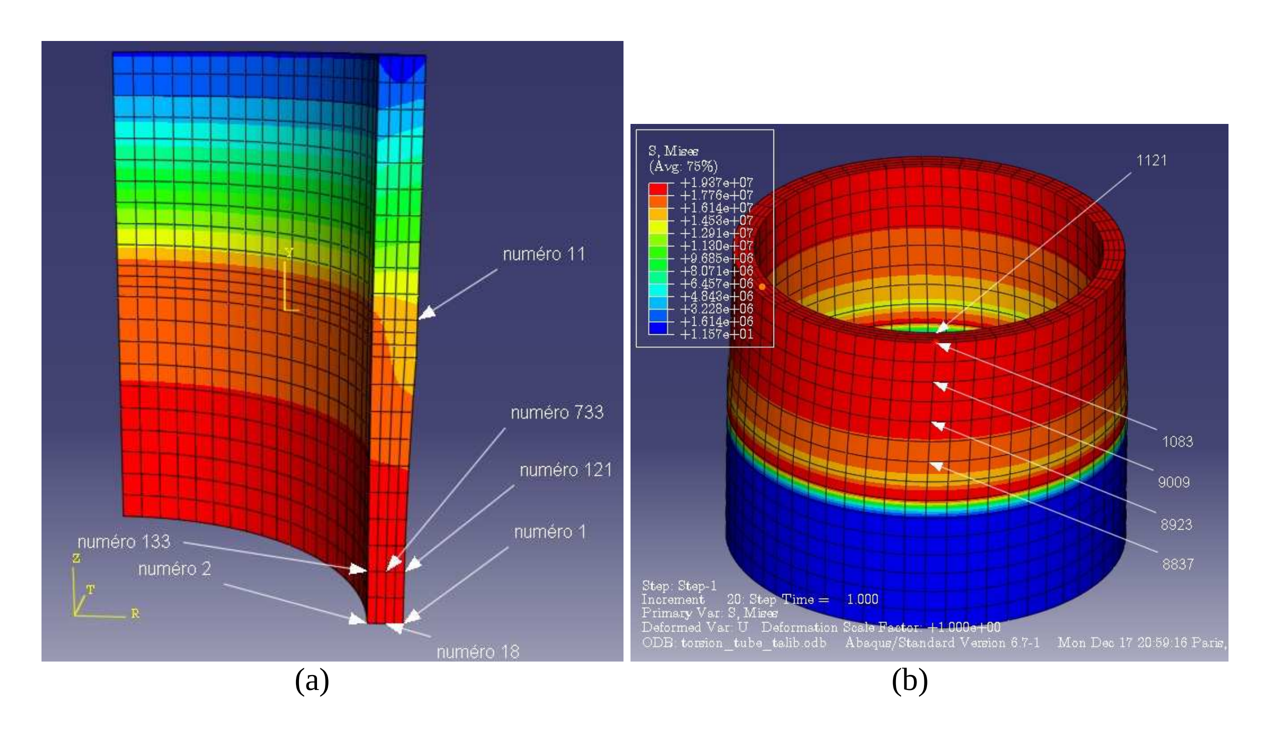
$$\varepsilon_{z\theta} = \frac{\Delta\theta * R_{moy}}{2(\Delta l + l_0)}$$ ***Équation II.8***

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{\Delta d}{d_0}$$ ***Équation II.9***

avec σ_{zz}, $\sigma_{z\theta}$ les contraintes axiale et de cisaillement, ε_{zz}, $\varepsilon_{z\theta}$, $\varepsilon_{\theta\theta}$ les déformations axiale, de cisaillement et circonférentielle, toutes en coordonnées polaires (z étant la composante

axiale et θ la composante angulaire de torsion). Ces valeurs sont calculées grâce aux quatre données collectées par l'expérience : la force axiale appliquée **F**, le couple appliqué **M**, le déplacement axial de la traverse **Δl** et la variation angulaire **Δθ** et l'évolution du diamètre **Δd**. $\mathbf{R_{ext}}$, $\mathbf{R_{int}}$ et $\mathbf{R_{moy}}$ représentent respectivement les rayons extérieur, intérieur et moyen du tube. l_0 représente la valeur initiale de la longueur utile.

Pour évaluer les gradients induits par la géométrie de l'éprouvette, des calculs par éléments finis ont été réalisés par Jean-Claude Grandidier. La loi de comportement est élasto-plastique. Elle est construite à partir des essais de traction monotone, avec une part élastique (module d'Young 980 MPa ; coefficient de Poisson 0,33) et un seuil de plasticité à 0,5% de déformation et une loi d'écrouissage plastique tabulée.
Le calcul est réalisé en axisymétrique, avec des éléments solides quadratiques (***Figure II.16***). Les parties supérieures et inférieures de l'éprouvette sont encastrées ; couple et force axiale sont exercées sur ces parties là également pour que les conditions aux limites soient les plus proches possibles de l'essai. Les notations sont les suivantes : 11 pour les grandeurs radiales, 22 pour les grandeurs circonférentielles et 33 pour les grandeurs axiales.



(a) (b)

Figure II.16 **– Modèles numériques utilisés en (a) traction et (b) torsion**

Seuls deux résultats sont présentés sur la ***Figure II.17***. Il s'agit de la déformation axiale en fonction de la déformation nominale telle qu'elle est calculée dans le dépouillement des essais de traction (***Figure II.17-(a)***) et de la contrainte en fonction de la déformation angulaire globale en torsion (***Figure II.17*-(b)**), calculées aux nœuds représentés sur la ***Figure II.16***. Les gradients de grandeurs mécaniques dans la partie utile sont faibles.

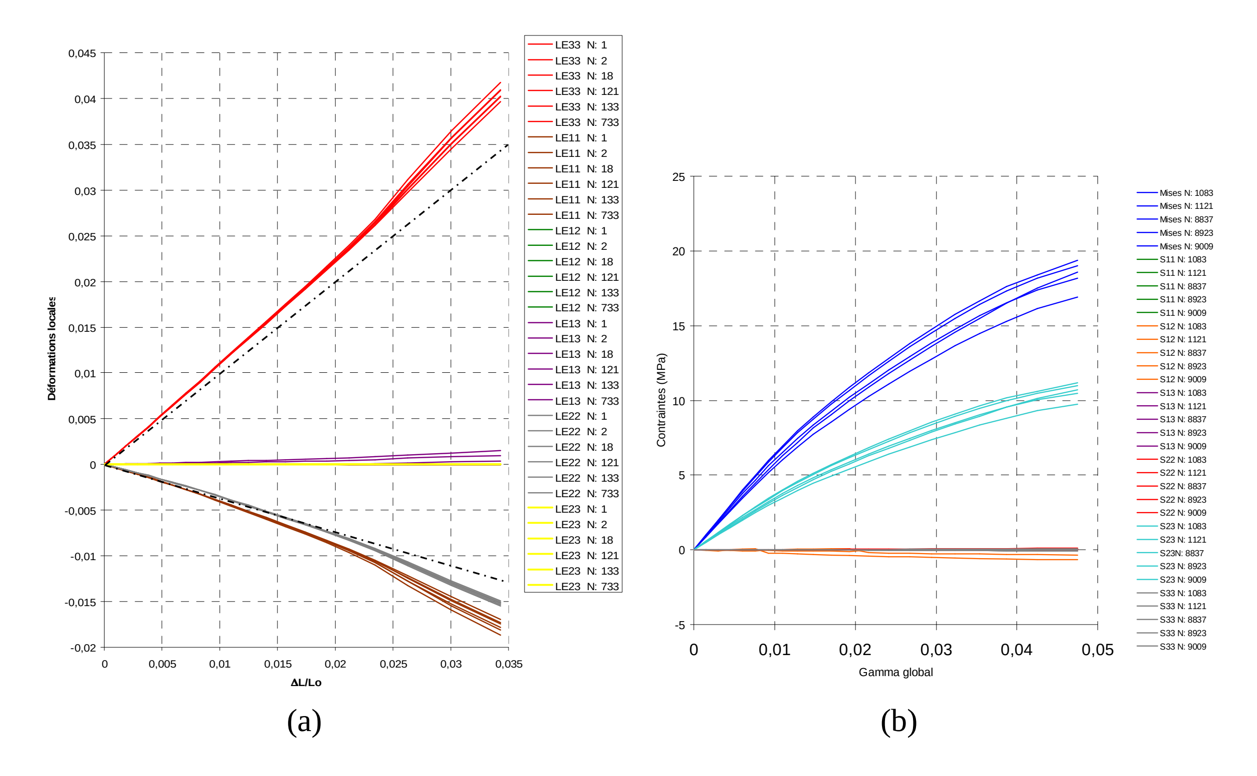


Figure II.17* – Evolutions des déformations axiales en fonction de la déformation nominale globale en traction et (b) des contraintes locales en fonction de la déformation angulaire globale en torsion, calculées aux nœuds représentés sur la *Figure II.16

Afin de comparer les réponses le long de trois trajets de chargement différents, les expressions des contraintes et des déformations équivalentes de von Mises (respectivement notées σ^{eq} et ε^{eq}) sont choisies. Ces formulations sont basées sur le second invariant du déviateur du tenseur des contraintes ou des déformations. Leurs expressions générales dans le cas d'un chargement de traction-torsion sont définies comme suit :

$$\sigma^{eq} = \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 3\sigma_{z\theta}^2} \qquad \textbf{\textit{Équation II.10}}$$

$$\varepsilon^{eq} = \sqrt{\frac{4}{9}(\varepsilon_{zz} - \varepsilon_{\theta\theta})^2 + \frac{4}{3}\varepsilon_{z\theta}^2} \qquad \textbf{\textit{Équation II.11}}$$

La difficulté expérimentale est que l'on n'a pas accès à la déformation circonférentielle. La ***Figure II.18*** compare l'évolution des déformations équivalentes calculées, soit exactement à partir de l'équation ci-dessus à partir des différentes déformations issues du calcul numérique, soit à partir du terme élastique de la déformation circonférentielle, en fonction de la déformation axiale nominale. Elle montre que, dans la gamme de déformations de cette étude, les deux calculs sont très proches. Il a donc été choisi de faire intervenir la part élastique de la contrainte circonférentielle dans le calcul de la déformation équivalente. Le coefficient de Poisson de 0,34 utilisé pour la calculer est issu d'essais de traction sur le même matériau réalisés dans une étude antérieure.

abscisse : déformation axiale nominale
ordonnée : bleu : calcul avec la déformation circonférentielle calculée par Abaqus
orange : calcul à partir de la déformation circonférentielle élastique

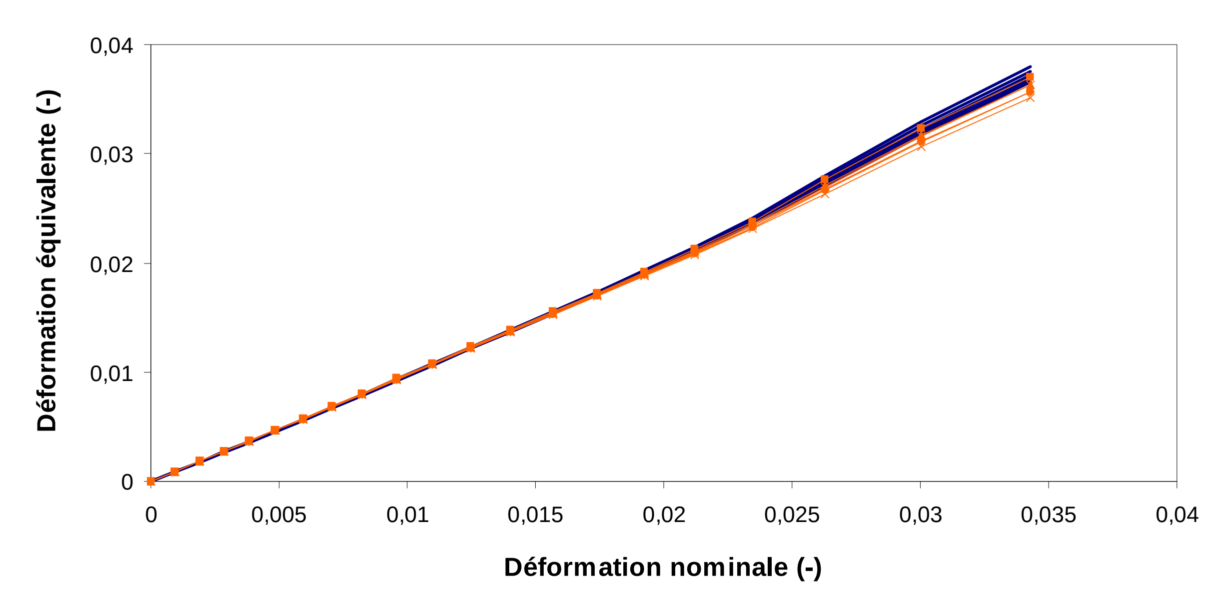


Figure II.18 **– Comparaison de calculs de la déformation équivalente exacte (trait plein bleu) et basée sur la part élastique de la déformation circonférentielle (trait + signe orange) (calculs issus des résultats de la simulation numérique en traction)**

Bien sûr, plus la déformation augmente, plus l'approximation devient fausse. Pour le calcul de la contrainte axiale, il faudrait également tenir compte de la réduction de diamètre. Pour le calcul de $\sigma_{zz} = \dfrac{F}{\pi(R_{ext}^2 - R_{\text{int}}^2)}(1\text{-}2\dfrac{\Delta d}{d_0})$, en faisant l'hypothèse que l'on tient compte de la déformation circonférentielle élastique, on a alors : $\varepsilon_{\theta\theta} = \ln(1 + \dfrac{\Delta d}{d_0}) = -\nu\ \varepsilon_{zz}$. On peut donc connaître la variation de diamètre $\dfrac{\Delta d}{d_0} = \exp(-\nu\ \varepsilon_{zz})\text{-}1$, et calculer σ_{zz} comme ci-dessus en tenant compte de la variation de diamètre. Avec deux valeurs de coefficient de Poisson différents, les écarts entre valeur de la contrainte axiale tenant compte ou non de la réduction diamétrale sont illustrés sur la ***Figure II.19***. L'erreur commise en ne tenant pas compte de la variation de diamètre en traction, comme ce qui sera fait dans ce travail, est de 10 % environ.

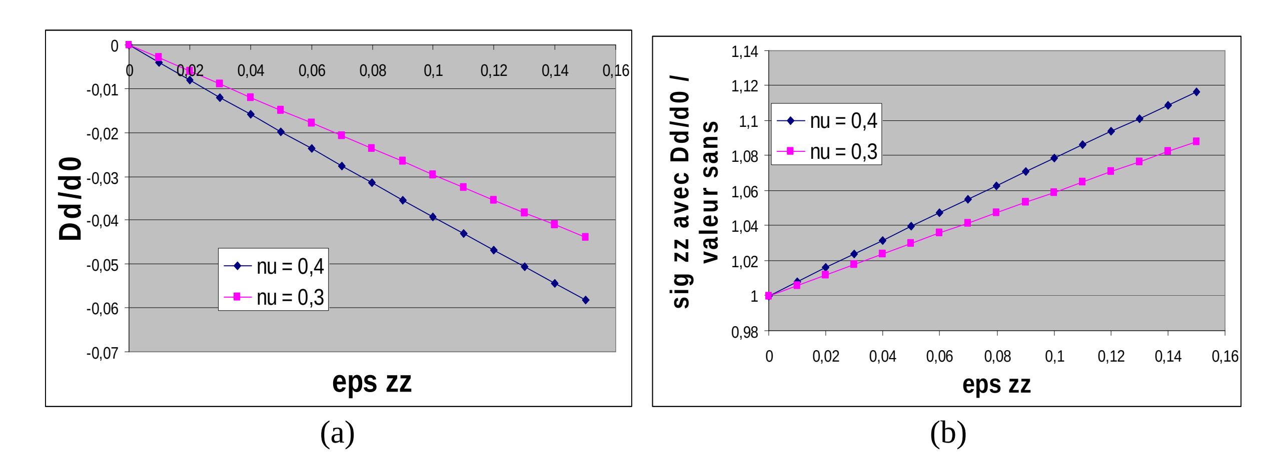


Figure II.19 **– (a) Réduction diamétrale élastique et (b) conséquence sur le calcul de la contrainte axiale en traction (rapport entre calcul avec et sans réduction diamétrale) pour deux valeurs de coefficient de Poisson.**

II.5.2 Suivi des boucles d'hystérésis (contrainte – déformation)

Lors d'une sollicitation cyclique, le comportement décrit une boucle d'hystérésis (σ-ε) quelle que soit la température. Elle correspond à un décalage entre l'évolution de la contrainte (sollicitation) et l'évolution de la déformation (réponse) en fonction du temps (***Figure II.20***). Ce décalage est, en grande partie, représentatif du caractère visqueux du comportement.

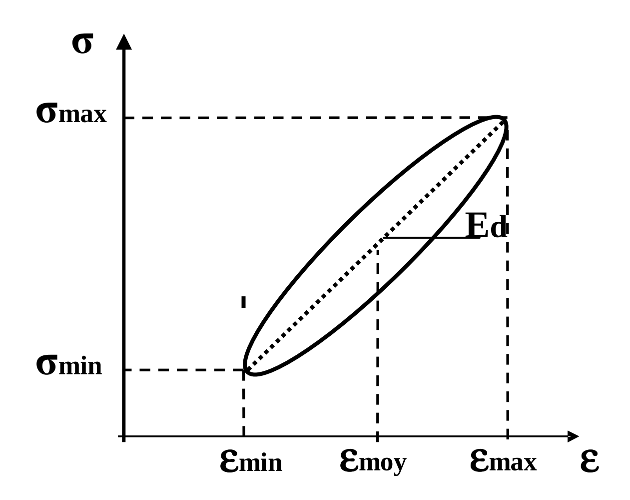


Figure II.20 **- Paramètres mesurés et exploitables**

Pour une analyse qualitative et quantitative des phénomènes, un suivi de différents paramètres caractéristiques des boucles (σ-ε) peut être réalisé. Plusieurs programmes d'exploitation sur Matlab ont ainsi été développés afin de calculer ces paramètres tels que les contraintes appliquées maximales ou minimales ; le module d'élasticité dynamique à la boucle Ed (***Figure II.20***) ; les déformations minimales, moyennes, maximales (ε_{max}, ε_{moy}, ε_{min}) ; et les quatre températures moyennes sur un cycle.
Le paramètre module dynamique Ed ne suffit pas pour étudier le comportement de notre matériau car il contient potentiellement dans son évolution des aspects visqueux, de l'endommagement,… Afin de bien l'analyser, il doit être croisé avec les autres indicateurs (déformations minimales, moyennes, maximales, …).

$$E_d = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{\varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min}}$$ ***Équation II.12***

II.6 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons déterminé les paramètres microstructuraux par la DSC et la DMA. Le polymère semi-cristallin (PEHD) a un taux de cristallinité mesuré à 58 % par DSC. La transition vitreuse du matériau apparaît généralement à très basse température, aux alentours de -120°C. La température de fusion est mesurée à 130°C par DSC. Le matériau est étudié à une température de 19°C imposée par le système de régulation thermique, dans une gamme loin des températures de transitions. L'identification des gradients de la microstructure dans l'épaisseur montre que la taille des cristaux semble supérieure en partie intérieure du tube.
De plus, nous avons décrit en détail le dispositif expérimental dont le système de régulation thermique dédié pour des essais de fatigue en traction, compression et torsion, seules ou combinées sur des échantillons de même géométrie (des tubes minces), i.e. en s'affranchissant des variations de microstructure qui accompagnent des procédés de mise en œuvre différents. Les essais sont réalisés à température ambiante, dans une enceinte avec circulation d'air refroidi à l'intérieur et l'extérieur du tube. Les évolutions de température sont mesurées, à l'aide de thermocouples, dans l'air intérieur et extérieur, ainsi qu'à la surface intérieure et extérieure du tube. Ce dispositif permet de caractériser la durée de vie en fatigue de notre matériau sous différents chargements ; et d'étudier le comportement mécanique en fatigue.

CHAPITRE III
Tenue en fatigue

Dans ce chapitre, nous dressons le bilan des différents résultats de durée de vie obtenus pour notre matériau. Les essais de fatigue sont réalisés dans l'optique de mettre en évidence des paramètres mécaniques régissant la durée de vie de l'éprouvette en fatigue (amplitude de chargement, chargement maximal, moyen, …). Les essais concernent des chargements de traction, de traction-compression et des chargements de torsion alternée ou répétée.
Dans un premier temps, nous nous attachons à définir, grâce au dépouillement des essais de fatigue, un critère de mesure de la durée de vie. Les courbes de fatigue sont ensuite exprimées à partir de cette définition de la fin de vie des éprouvettes, et un critère d'endurance applicable à l'ensemble de nos essais est proposé. Ce critère de fatigue est basé sur l'utilisation d'invariants du tenseur des contraintes. Une confrontation entre le critère proposé et quelques critères multiaxiaux usuels pour les métaux est présentée.
Dans la dernière partie, nous proposons quelques axes de réflexion sur la conduite d'essais de fatigue sur les polymères : fréquence imposée comme dans les essais classiques, vitesse de chargement imposée. La validité de méthodes d'auto-échauffement, permettant d'identifier une limite de fatigue par un seul essai, est également discutée.

Sommaire

- -

Dans ce chapitre, l'analyse du comportement en fatigue du polyéthylène suit une démarche similaire à celle utilisée pour d'autres catégories de matériaux. Il s'agit de caractériser la relation qui existe entre un indicateur représentatif du chargement mécanique cyclique et le nombre de cycles à rupture. Les deux enjeux sont donc, d'une part, de qualifier proprement la fin de vie de l'éprouvette et donc un nombre de cycles à « rupture » et, d'autre part, de formuler cet indicateur de chargement pertinent.
L'évolution continue du comportement du matériau au cours de la vie de l'éprouvette n'est pas prise en compte. Elle sera analysée au chapitre suivant.

III.1 Caractéristiques générales de la durée de vie en fatigue

La fatigue diffère du chargement monotone en ce sens que, dans le cas des essais monotones, le critère de rupture est atteint par une augmentation continue de la contrainte appliquée, alors que les essais de fatigue caractérisent la capacité d'un matériau à résister à une sollicitation cyclique. Un endommagement progressif, généralisé ou localisé, peut se produire quand le matériau est sollicité à des niveaux de contrainte inférieurs voire bien inférieurs à sa contrainte à rupture quasi statique.
L'objectif de ce chapitre est donc d'identifier les paramètres prépondérants pilotant le nombre de cycles applicables jusqu'à la ruine de l'éprouvette. Au chapitre IV, on s'intéressera à l'analyse des mécanismes responsables de la dégradation progressive des propriétés mécaniques du PEHD. Dans l'ensemble de ce travail, les mécanismes de fatigue susceptibles d'être activés ne sont pas caractérisés aux échelles fines mais appréhendés à travers leurs conséquences mécaniques macroscopiques.

Le dispositif expérimental développé, et présenté dans le chapitre II, permet d'estimer la limite d'endurance par la méthode S-N pour plusieurs trajets de chargement. On appelle « limite de fatigue ou d'endurance conventionnelle », la limite en dessous de laquelle aucune rupture n'est observée au bout d'un nombre de cycles que l'on est souvent obligé de fixer arbitrairement. En effet, la connaissance d'un tel niveau de contrainte est importante pour un concepteur puisqu'il lui donne une contrainte de référence réaliste sur lequel il peut baser le dimensionnement, mais pour beaucoup de matériaux une telle limite n'est pas trouvée dans le temps pratique de l'expérience. Dans ce cas, le concepteur doit se référer directement à la courbe S-N et se baser sur la contrainte correspondant à la vie attendue de ce qu'il conçoit. Dans notre cas, on a fixé souvent cette durée à 10^4 cycles (10^5 cycles pour quelques familles d'essais). Par ailleurs, il est indispensable de connaître le domaine de sollicitation qui conduit à la fatigue d'endurance. La technique la plus utilisée consiste à présenter l'ensemble des résultats dans un repère bi-logarithmique étendu de contrainte - nombre de cycles (S-N) (ou courbe S-N, pour Stress et Number of cycles to failure, en anglais), et à construire ainsi la courbe de Wöhler [Wöhler 1870]. Celle-ci sert ensuite à l'ingénieur pour le dimensionnement des structures, pour lesquelles le critère imposé est une durée de vie minimale sous condition de service. Cette démarche est globalement reprise pour les essais de fatigue sur le polyéthylène haute densité.

Pour construire le diagramme d'endurance présenté sur la ***Figure III.1***, nous avons utilisé des conditions expérimentales présentées précédemment au chapitre II : éprouvette de fatigue « tube », chargement d'amplitude constante, fréquence de sollicitation prise égale à 2 Hz, une forme d'onde triangulaire et force imposée. Nous allons calculer les contraintes à partir de la force appliquée et présenter les courbes en contrainte, ce qui revient à considérer que nos essais sont menés en contrainte imposée.

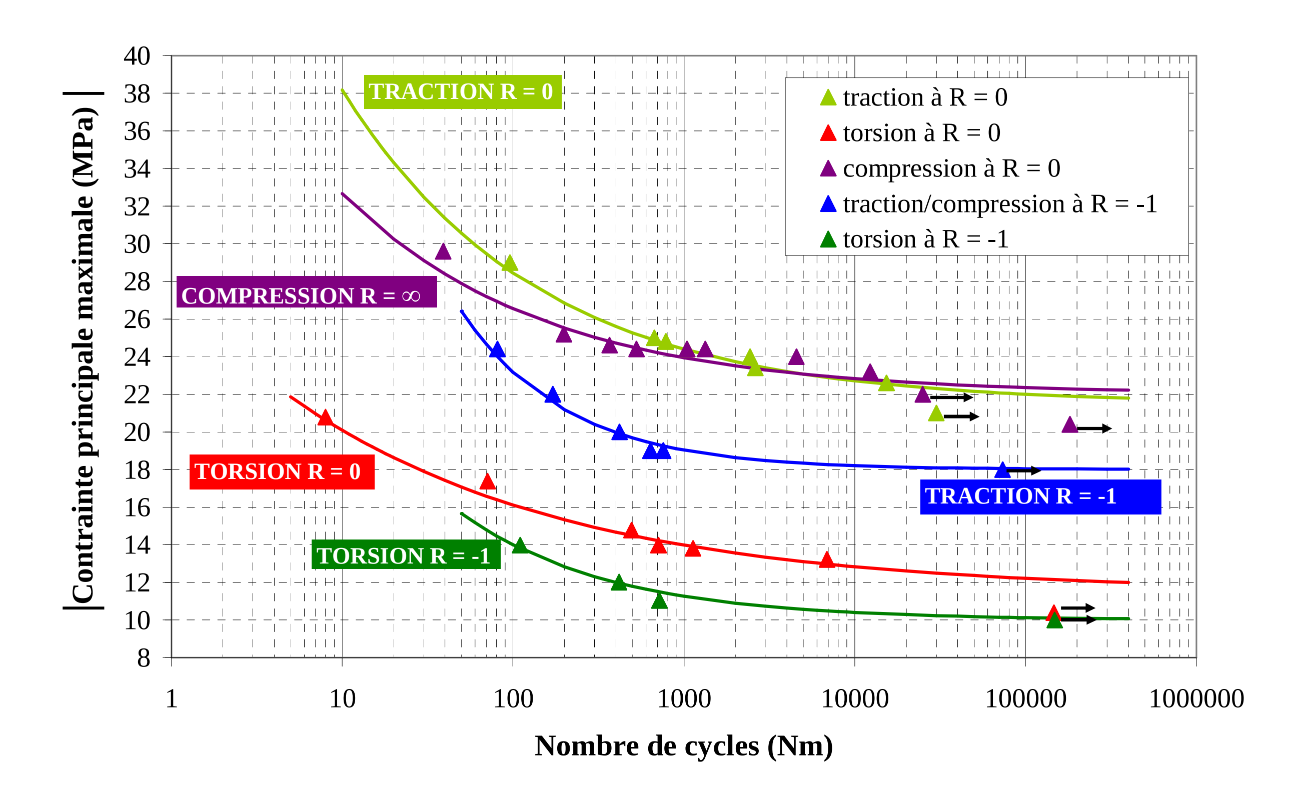


***Figure III.1*– Diagramme d'endurance représenté en contrainte principale maximale pour différents trajets de chargement et rapports de charge**

La ***Figure III.1*** représente les contraintes maximales appliquées en valeur absolue en fonction du nombre de cycles à rupture. De telles courbes de S-N peuvent être interpolées par l'***Équation III.36*** où β, A et c sont des paramètres.

$$\sigma_a = \beta + \frac{A}{N_m^c} \qquad \textit{Équation III.1}$$

Comme habituellement observé, la courbe S-N fait apparaître une partie décroissante jusqu'à un niveau de contrainte où il n'y a plus de rupture avant 20 000 cycles. C'est la limite d'endurance (résistance à la fatigue) évoquée précédemment, et présentée ici en contrainte principale maximale. Le choix de la relation III.36 suppose l'existence d'une limite fatigue (β) c'est à dire une contrainte en dessous de laquelle il n'y a plus de rupture en fatigue. La limite de fatigue (en contrainte principale maximale) peut être estimée à :
22 MPa pour le cas de traction et de compression à R = 0
12 MPa en torsion à R = 0
10 MPa en torsion à R = -1
18 MPa en traction-compression à R = -1
Ces limites de fatigue correspondent à un niveau de contrainte pour un nombre certes arbitraire de cycles. Cependant, toutes les courbes S-N révèlent un régime sensible à la contrainte pour une plage de nombre de cycles très bas (au-dessous de 10^3 cycles), tandis que la contrainte de fatigue appliquée varie peu pour un nombre de cycles de 10^3 jusqu'à 10^5. Cela signifie que les valeurs de limites de fatigue resteraient voisines si on choisissait arbitrairement un nombre de cycles supérieur. Notre approche se consacre principalement aux durées de vie situées autour de 10^3 cycles.

Dans notre cas, on veut tout d'abord souligner la très faible dispersion des points obtenus à un niveau de contrainte donné, par comparaison à beaucoup de matériaux métalliques pour lesquels la dispersion des essais de fatigue se traduit par un intervalle relativement important des durées de vie mesurées dans des conditions identiques pour une même amplitude de contrainte. C'est la raison pour laquelle la détermination expérimentale des caractéristiques de fatigue requiert des outils de traitement statistique afin de : soit estimer la résistance à N cycles et l'écart-type correspondant, soit tracer la courbe qui relie la contrainte appliquée σ au nombre de cycles à rupture. Les causes de la dispersion peuvent se ranger en trois catégories :

1. internes au matériau
2. liées à la préparation des éprouvettes
3. extérieures à l'éprouvette

Dans la première catégorie se situent tous les défauts liés à l'élaboration du matériau (inclusions, porosité, variation de la microstructure…) qui peuvent constituer des sites préférentiels d'amorçage. Dans la deuxième catégorie, l'usinage des éprouvettes peut engendrer des différences dans les caractéristiques de surface, et ainsi modifier les conditions d'amorçage. La troisième catégorie recouvre tous les facteurs liés au montage de l'éprouvette (défaut d'alignement par exemple) et les facteurs liés à l'environnement qui ne sont pas toujours parfaitement maîtrisés.

Dans le cadre de ce travail exploratoire, nous ne mettrons pas en œuvre d'outils d'analyse de ce type.

III.2 Définition du critère de fin de vie

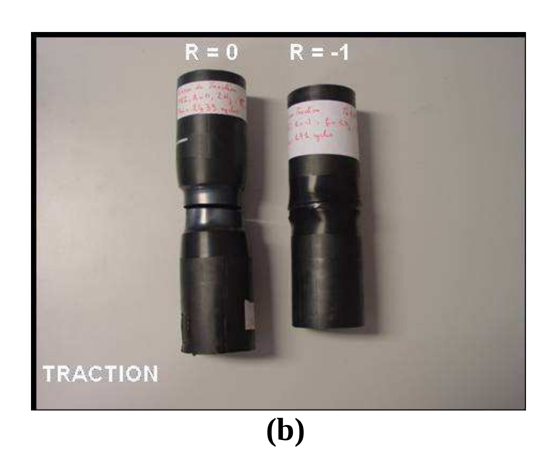
Dans la ***Figure III.1***, le nombre de cycles à rupture (noté N_m pour 'N machine') correspond au déclenchement des limites maximales et minimales assignées par l'opérateur pour le déplacement axial ou angulaire du vérin de pilotage. Cela signifie que l'échantillon peut subir un grand nombre de cycles après striction ou flambement avant d'atteindre des limites de déplacement de la machine servo-hydraulique. Ainsi N_m n'est pas « intrinsèque ». Un critère de fin de vie plus objectif doit donc être défini tout d'abord, avant de reconsidérer les résultats des essais de fatigue.

Dans les cas où il n'y a pas rupture par propagation d'une fissure macroscopique, une difficulté de l'essai de fatigue sur les polymères est la définition d'un « critère d'arrêt » ou « critère de fin de vie » qui permet de mesurer la durée de vie de l'éprouvette. Il est important de souligner que le terme de « durée de vie » est généralement consacré à un nombre de cycles correspondant à un événement particulier qu'il convient de définir à l'avance. Ainsi, on peut parler du nombre de cycles à rupture complète de la structure, ou de la moitié de celui-ci, ce qui correspond à un nombre de cycles à mi-vie. De même, on peut définir des nombres de cycles correspondant à la chute de charge ou de la raideur initiale de 10 %, 20 %... [Doan 1977]. Certains polymères, et surtout certains thermoplastiques, ne se rompent pas classiquement par propagation de fissures conduisant à une rupture macroscopique, mais plutôt soit par l'augmentation radicale de la température, notamment en raison de leur mauvaise conductivité thermique et de la capacité d'amortissement (une propriété fondamentale, intrinsèque du polymère qui correspond à une énergie dissipée sous forme de

chaleur pendant chaque cycle) [Riddell et al. 1966], soit par une localisation de la déformation qui mène à une instabilité macroscopique (striction ou flambement) [Janssen et al. 2008].



(a)



(b)

***Figure III.2* - Éprouvettes rompues après des essais de fatigue en (a) torsion et (b) traction à R = 0 et R = -1 (l'éprouvette soumise à la traction à R = 0 a été coupée avec un cutter dans la zone strictionnée à la fin d'essai pour être démontée de la machine)**

Le mode de rupture observé sur nos tubes ne correspond pas à la propagation de fissures, mais à un flambement ou une striction, observés quels que soient le trajet et le rapport de charge. La ***Figure III.2*** présente un exemple d'échantillons après essais de fatigue menés en traction et torsion pour deux valeurs de rapport de charge (R = 0 et R = -1). Les éprouvettes flambent après sollicitation en torsion (pour les deux rapports de charge) et traction à R = -1, et strictionnent après traction à R = 0. Dans ce dernier cas, il doit être mentionné que l'éprouvette a été coupée avec un cutter dans la zone strictionnée pour la démonter après la fin de l'essai de fatigue : il ne s'agit pas d'une rupture fragile. Dans le cas de l'éprouvette sollicitée en torsion à R = -1, il convient également de signaler que la fin de vie de l'éprouvette intervient aussi par flambement (visible à l'œil nu) mais que la poursuite du cyclage jusqu'à atteindre les limites hydrauliques de la machine conduit à une zone de fort cisaillement local et finit par provoquer une fissure dans le centre de l'éprouvette.

III.2.1 Analyse détaillée du cas de la traction à R = 0

Pour détecter le début d'instabilité macroscopique, l'évolution des déformations maximales minimales et moyennes, le module dynamique (inclinaison du cycle), et les échauffements de l'air et des surfaces de l'éprouvette, ont été suivis tout au long d'un essai de fatigue. Ces grandeurs sont tracées en fonction du nombre de cycles dans les ***Figure III.3***, ***Figure III.5*** et ***Figure III.6*** pour un essai de fatigue en traction à R = 0, à une fréquence de 2 Hz, et une contrainte maximale de 22.6 MPa. Ces conditions de sollicitations conduisent un nombre de cyles à « rupture » N_m très légèrement supérieur à 10^4 sur la ***Figure III.1***.

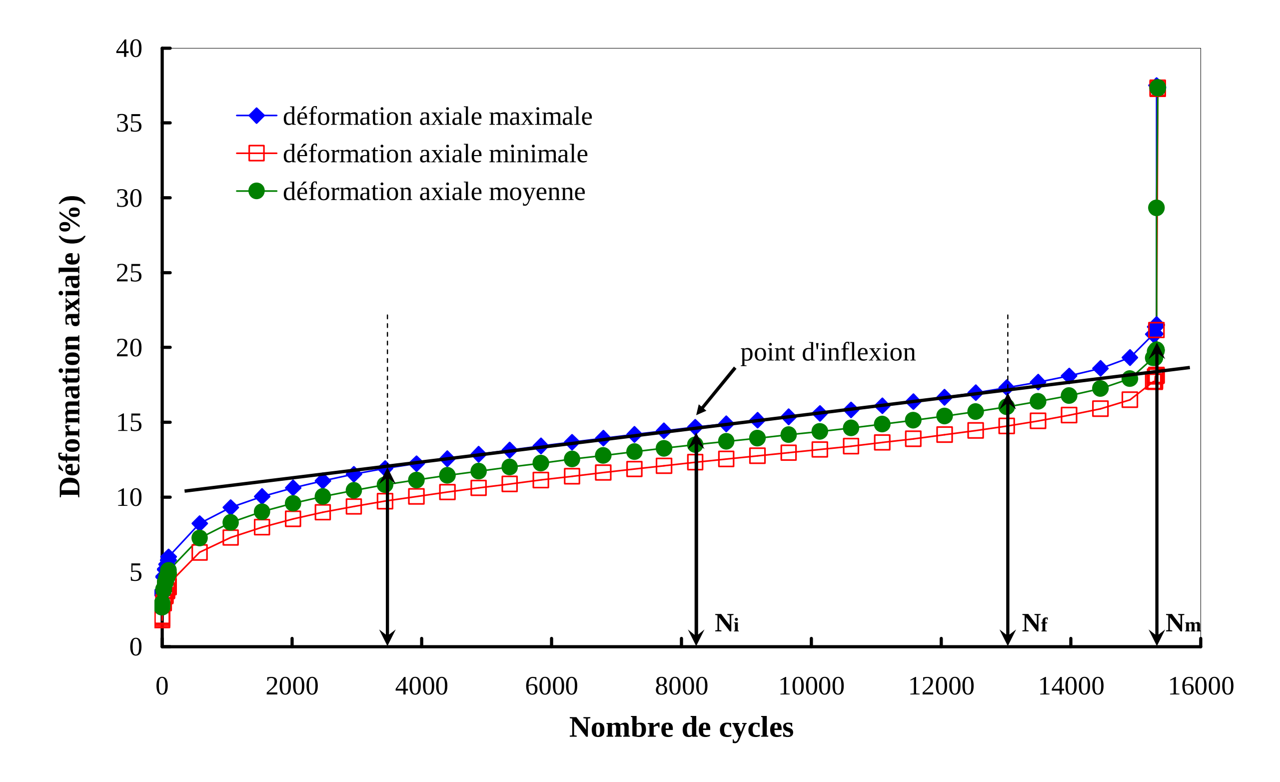


Figure III.3 **- Évolution des déformations maximales, minimales, et moyennes en fonction du nombre de cycles pour un essai de traction à R = 0 (σ_{max} = 22.6 MPa)**

Il apparaît que chacune de ces déformations suit un régime classiquement divisé en trois phases :

- dans une première phase, représentant ici 20 % de la durée de vie en fatigue N_m, on observe une rapide augmentation de la déformation (ici jusqu'à environ 3500 cycles).
- dans une deuxième phase, représentant la majorité de la durée de vie en fatigue, (ici jusqu'à 70 % de N_m), on observe une augmentation de déformation plus lente, avec une pente approximativement constante. Cette phase est celle de l'instabilité progressive du matériau (ici jusqu'à environ 13000 cycles)
- dans la troisième phase, on observe une accélération rapide de la déformation jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Cette phase est celle de l'endommagement (probable) catastrophique.

Nous suivons ici l'évolution des déformations au cours d'un chargement cyclique. Des phénomènes analogues s'observent pour d'autres cas de sollicitation, et notamment pour un chargement statique de fluage : l'éprouvette est alors généralement soumise à une force constante (c'est-à-dire à une contrainte nominale constante) et la déformation est mesurée en fonction du temps. Ainsi, une courbe de fluage classique à charge constante présente trois phases distinctes (***Figure III.4***). La déformation instantanée est suivie d'une phase primaire au cours de laquelle la vitesse de déformation est élevée, mais décroissante. La deuxième phase est dite stationnaire : la vitesse de déformation est constante. La charge étant constante, la contrainte augmente à mesure que la section diminue, jusqu'à ce que la déformation se localise sous la forme d'une striction. Son apparition marque le début d'une troisième phase, dite tertiaire : la striction et l'endommagement se propagent quasiment instantanément et s'achèvent par la rupture de l'éprouvette.

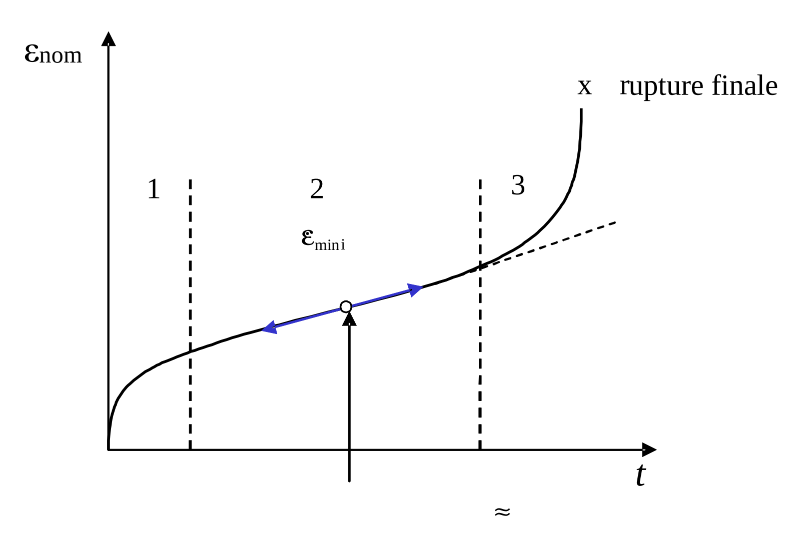


Figure III.4 **– Représentation schématique d'une courbe de fluage à charge constante**

Bauwens et al. ont comparé en photoélasticité le comportement au seuil de plasticité du Polycarbonate en traction et fluage [Bauwens et al. 1974]. Ils constatent qu'il n'y a pas de différence de biréfringence entre le seuil de traction et le seuil en fluage (le point d'inflexion), laissant supposer que les mécanismes mis en jeu sont les mêmes dans les deux cas.
Plus tard, une série de travaux [Brooks et al. 1995, Butler et al. 1995, Brooks et al. 1997, Butler et al. 1997, Butler et al. 1998] évoquent l'hypothèse selon laquelle ce seuil serait commandé par un phénomène de nucléation à partir duquel peuvent s'activer des écoulements plastiques locaux. Cette interprétation se retrouve également chez Salamatina et al. [Salamatina et al. 1994] à propos des mesures d'énergie thermique mise en jeu pendant la déformation. Ainsi, on considère généralement que ces mécanismes se produisent d'abord individuellement dans des zones localisées pendant le début de la phase stationnaire avant qu'un régime collectif d'écoulement ne se mette en place. Le régime stationnaire résulte en réalité d'une approximation liée aux très faibles variations de vitesse de fluage de part et d'autre d'un point d'inflexion qui correspond à l'apparition d'un mécanisme adoucissant.

D'où l'idée, par analogie, selon laquelle le point d'inflexion sur la déformation maximale en fatigue dans le deuxième domaine dit stationnaire est associé au début d'un processus d'adoucissement que l'on suppose être l'instabilité macroscopique qui mène enfin à une accélération de la déformation.
En plus du nombre final de cycles N_m (correspondant aux limites hydrauliques de la machine; 15330 cycles dans la ***Figure III.3***), deux critères de fin de vie peuvent être définis : N_i correspond au nombre de cycles au point d'inflexion et ainsi au début du flambement (N_i = 8250 cycles dans la ***Figure III.3***) tandis que N_f est attribué au nombre maximal de cycles à la fin de la phase stationnaire avant l'accélération et la localisation radicale de la déformation macroscopique (N_f =13000 cycles dans la ***Figure III.3***). Le régime stationnaire n'existe pas en toute rigueur mais résulte d'une approximation. La détermination de N_f correspond à une déviation de 2 % entre la valeur de la déformation expérimentale et la valeur extrapolée de la tangente au point d'inflexion. Cette façon de déterminer N_f est plutôt subjective, mais de conséquence mineure, comme on le montrera plus loin. Malgré des micro-mécanismes d'adoucissement différents, un parallèle peut être fait avec le cas de la propagation de fissures, considérant que N_i et N_f correspondraient respectivement à l'amorçage et à la fin de propagation stable de fissures.

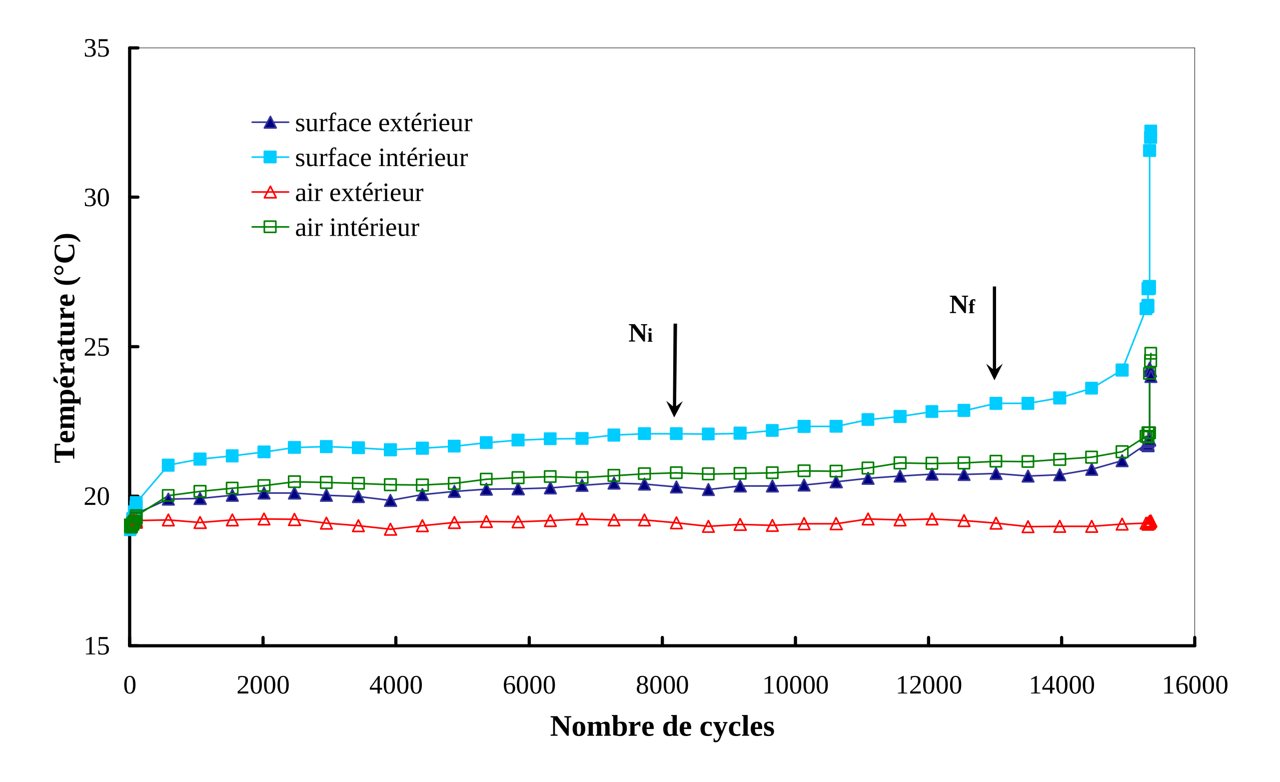


Figure III.5 **- Évolution des températures de l'air et de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour un essai de traction à R = 0 (σ_{max} = 22.6 MPa)**

La ***Figure III.5*** montre l'évolution de la température en surface intérieure et extérieure de notre éprouvette, ainsi que l'air ambiant à l'intérieur et à l'extérieur du tube. Une petite augmentation de la température est observée pendant les 500 premiers cycles ; elle est potentiellement liée à plusieurs phénomènes : des effets dissipatifs visqueux de ce matériau, à la possibilité d'activation d'un processus plastique [Sargent 1977] ou d'endommagement [Zok 1987]. Toutes ces conditions sont alors favorables pour l'apparition d'une localisation qui lui succède. Tant que le taux de transfert thermique à l'air environnant compense le taux de chaleur dissipée, un auto-échauffement stationnaire du matériau est maintenu arrivant jusqu'à N_f. Ceci peut suggérer que le même processus physique se produit pendant cette phase, pour autant que l'on puisse en juger avec ce seul indicateur macroscopique moyen. Ou simplement peut-être comme Rittel [Rittel 1999], pouvons-nous penser que les sources de dissipation sont moins intenses à ce stade de déformation qu'en tout début de cyclage, et que la chaleur produite est plus aisément évacuée. Notons qu'un gradient de température plutôt faible (± 1,5°C mesurés à N_i) et stable est mesuré entre la surface intérieure et extérieure du tube. Plusieurs causes peuvent expliquer ce gradient : notamment le gradient de sources de dissipation visqueuses induit par le gradient de contraintes dans l'épaisseur du tube, mais cela peut être dû aussi au dispositif de circulation d'air. Insistons ici sur le fait que nous ne prétendons pas dans ce travail à une mesure fine et quantitative fiable de cette dissipation thermique. Le déclenchement de la dernière phase (pour un nombre de cycles excédant N_f), est clairement marqué par une forte augmentation de la chaleur produite. Elle indique que des processus additionnels prennent place au sein du matériau. Nous l'associons aux hautes déformations qui se produisent dans des zones localisées menant à une rupture ou à une instabilité plastique.

Ces observations permettent d'identifier différentes phases de la vie de l'éprouvette et souligne le rôle très important des échauffements.

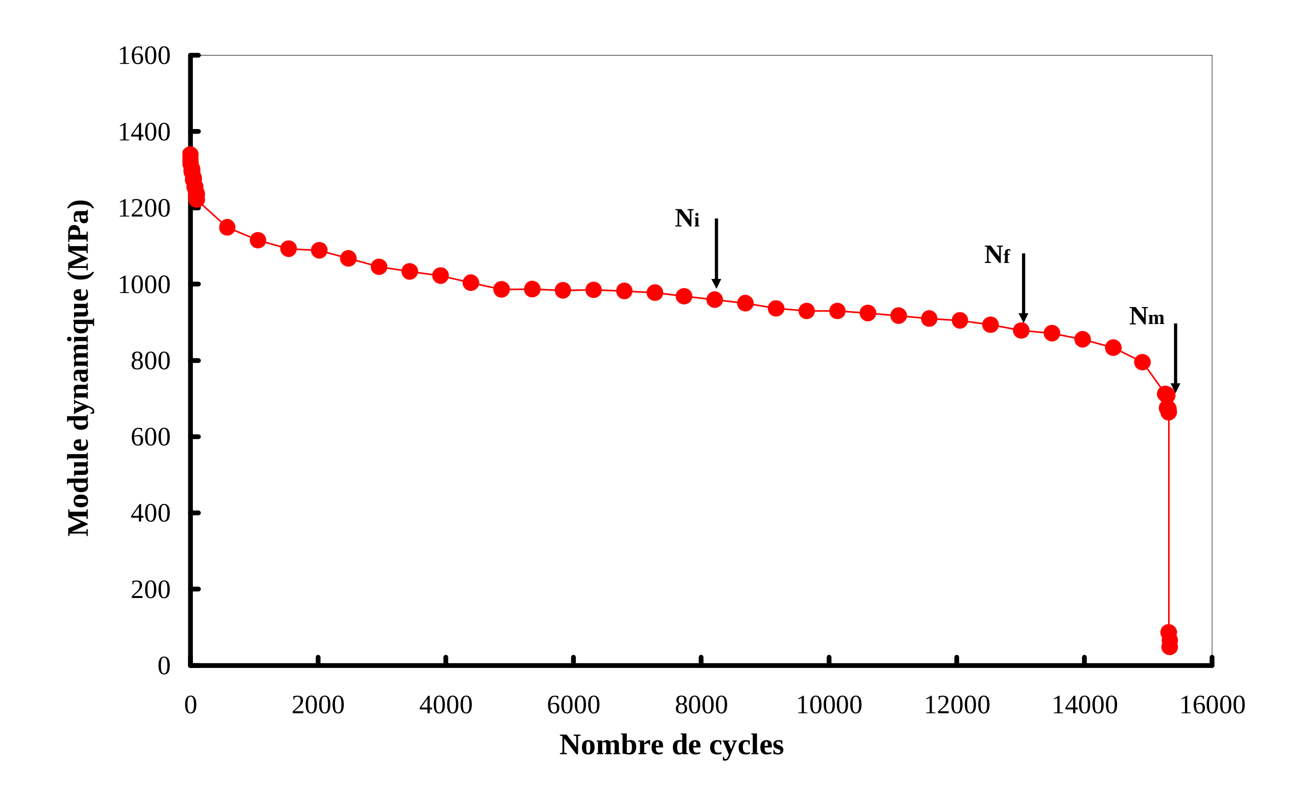


Figure III.6 **- Évolution de module dynamique en fonction de nombre de cycles pour un essai de traction à R = 0 (σ_{max} = 22.6 MPa)**

La ***Figure III.6*** représente l'évolution du module dynamique (pour la définition voir paragraphe II.5.2 du chapitre II) en fonction du nombre de cycles. La variation de module décrit, de la même manière que l'évolution de la déformation, trois phases principales : primaire, stationnaire, tertiaire avec un point d'inflexion situé environ à N_i. La chute de module dans les premiers milliers de cycles peut résulter de plusieurs contributions : un comportement visqueux, le développement d'endommagement et l'augmentation de température décrite au paragraphe précédent. La forte chute finale de la rigidité peut être associée à la localisation macroscopique de la déformation. Ces différentes contributions seront analysées au chapitre IV.

Nous allons brièvement situer N_i, N_f, et N_m par rapport aux contributions viscoélastiques et viscoplastiques durant un essai de fatigue. On analysera plus en détails ces contributions au chapitre IV. Pour cela, quelques essais réalisés dans les mêmes conditions expérimentales que présentées précédemment, (des essais de fatigue en traction à R = 0, et une contrainte maximale de 24.4 MPa) ont été interrompus avant la rupture et suivis par une recouvrance de la déformation de plusieurs heures. La cinétique de la déformation maximale en fonction du temps est présentée dans la ***Figure III.7***, avec les différentes définitions précédemment distinguées, N_i, N_f et N_m (560, 850 et 1045 cycles respectivement), évaluées sur l'essai de fatigue continue.

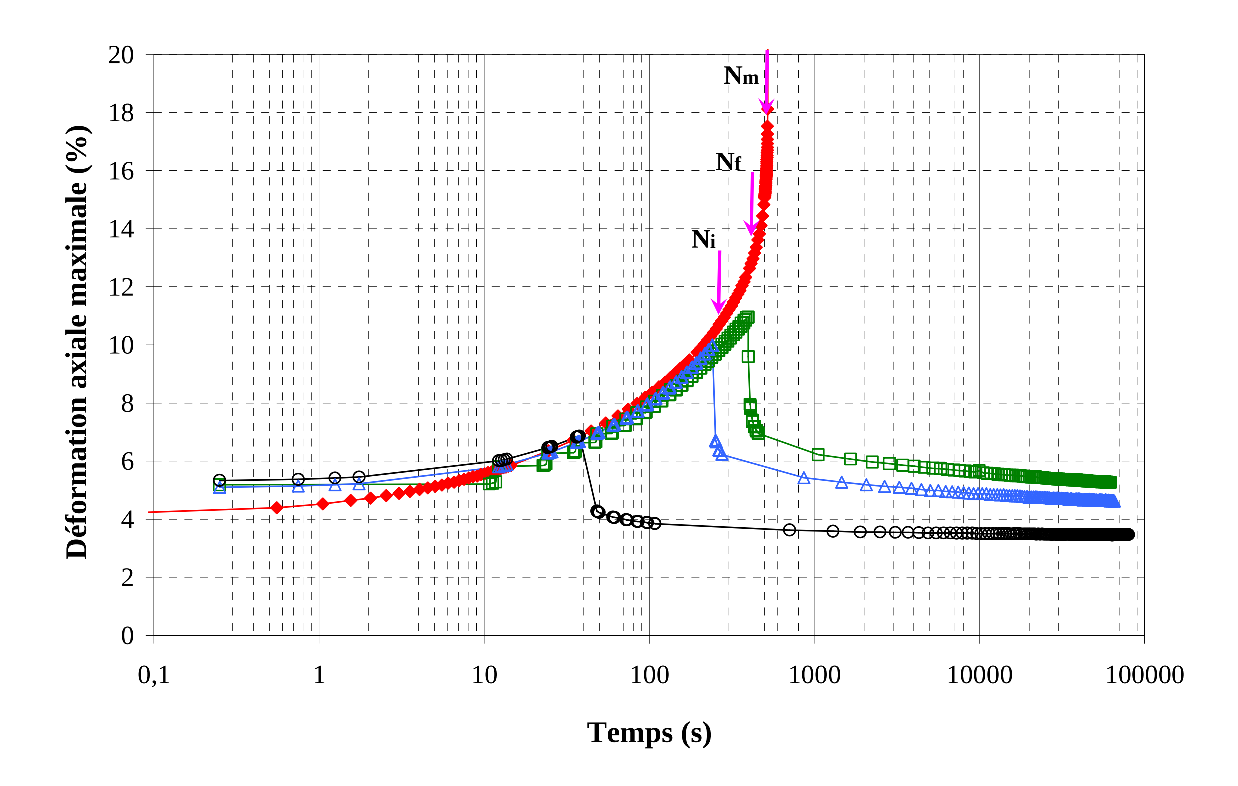


Figure III.7 **– Recouvrance de la déformation après des essais interrompus en traction à R=0; 2Hz; σmax = 24.4 MPa et comparaison avec à un essai continu réalisé dans les mêmes conditions**

La ***Figure III.7*** démontre tout d'abord une bonne reproductibilité de l'évolution de la déformation maximale en fonction du temps.

Quand on interrompt les essais avant N_i (nombre de cycles au début de l'instabilité), la déformation moyenne induite par le cyclage apparaît entièrement récupérable, tandis qu'une contribution plastique croissante est observée si l'interruption se fait après un certain nombre de cycles dépassant N_i. Cette augmentation significative de la contribution plastique suggère le déclenchement de déformations plastiques locales qui accompagnent la localisation de la déformation macroscopique.

Ces caractéristiques essentielles guideront la compréhension du comportement en fatigue de notre matériau étudiée au dernier chapitre.

III.2.2 Généralisation aux autres cas de chargement

Nous avons ensuite cherché à vérifier la recevabilité de notre critère de fin de vie pour un autre rapport de charge (R = -1), puis pour d'autre trajets de chargement.

III.2.2.A Cas de la traction à R = -1

De la même façon que précédemment, l'évolution des déformations axiales maximale, minimale et moyenne, le module dynamique (inclinaison du cycle), et les échauffements de l'air et des surfaces de l'éprouvette, ont été suivis au cours d'un essai de fatigue. Ces allures sont tracées en fonction du nombre de cycles ***Figure III.8***, ***Figure III.9*** et ***Figure III.10*** pour un essai de fatigue en traction à R = -1, à une fréquence de 1 Hz, et une contrainte maximale de 24.4 MPa.

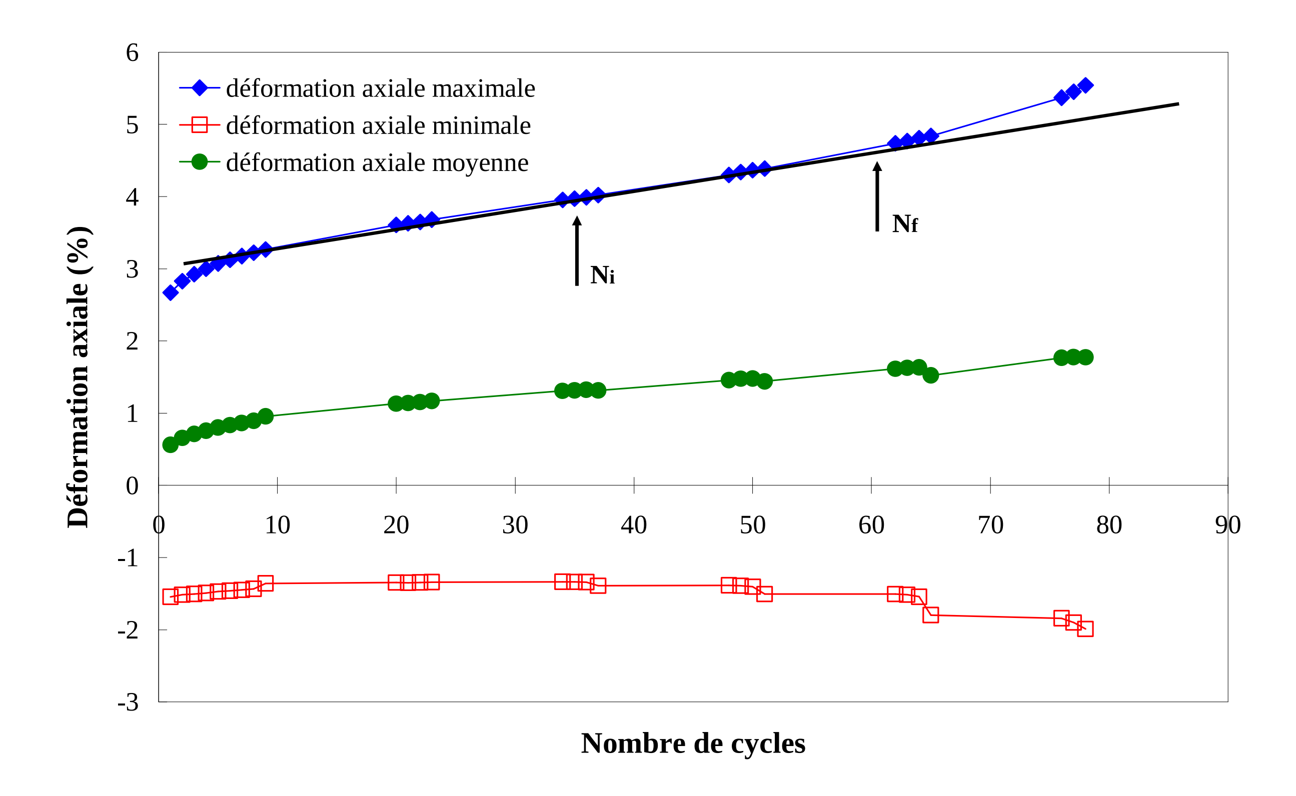


Figure III.8 **- Évolution des déformations axiales maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai de traction à R = -1 (σ_{max} = 24.4 MPa) et 1Hz**

La ***Figure III.8*** représente l'évolution des déformations maximales, minimales et moyennes en fonction du nombre de cycles. En traction à R = -1, le même constat peut être établi sur l'évolution de la déformation maximale, qui peut être décrite de la même manière que dans le cas de la traction à R = 0, c'est à dire en trois phases principales : primaire, stationnaire, tertiaire avec un point d'inflexion au cours du régime stationnaire. Les différents définitions du critère de fin de vie, N_i, N_f et N_m (35, 60 et 81 cycles respectivement), peuvent donc être appliquées sur cet essai de fatigue.
En revanche, en phase tertiaire, l'évolution de la déformation macroscopique va dépendre de la façon dont se produit la localisation. Ici, la déformation minimale et moyenne évolue de manière différente de celle observée en traction à R = 0. En effet, on observe une chute de la déformation minimale jusqu'à la rupture de l'éprouvette, ainsi qu'un « décrochage » sur la déformation moyenne. Cela est dû au mode de ruine de ces deux cas de chargement, déjà illustré sur la ***Figure III.2*** : l'éprouvette en traction à R = 0 strictionne avec une augmentation générale des déformations minimale et maximale alors que celle en traction à R = -1 se « pince ». C'est pour cela que l'on a défini notre critère de fin de vie sur la déformation maximale que sur la déformation moyenne. Bien que la contrainte appliquée moyenne soit nulle durant tout l'essai de traction-compression à R = -1, la déformation moyenne mesurée augmente vers les valeurs positives. Ceci peut notamment résulter d'une différence de rigidité du matériau en traction et en compression qui va conduire progressivement à une déformation positive d'ensemble auquel va s'ajouter un effet cumulatif de l'endommagement et/ou de la plasticité.

La ***Figure III.9*** montre l'évolution de la température aux surfaces intérieures et extérieures de notre éprouvette, ainsi que celle de l'air ambiant à l'intérieur et à l'extérieur du tube.

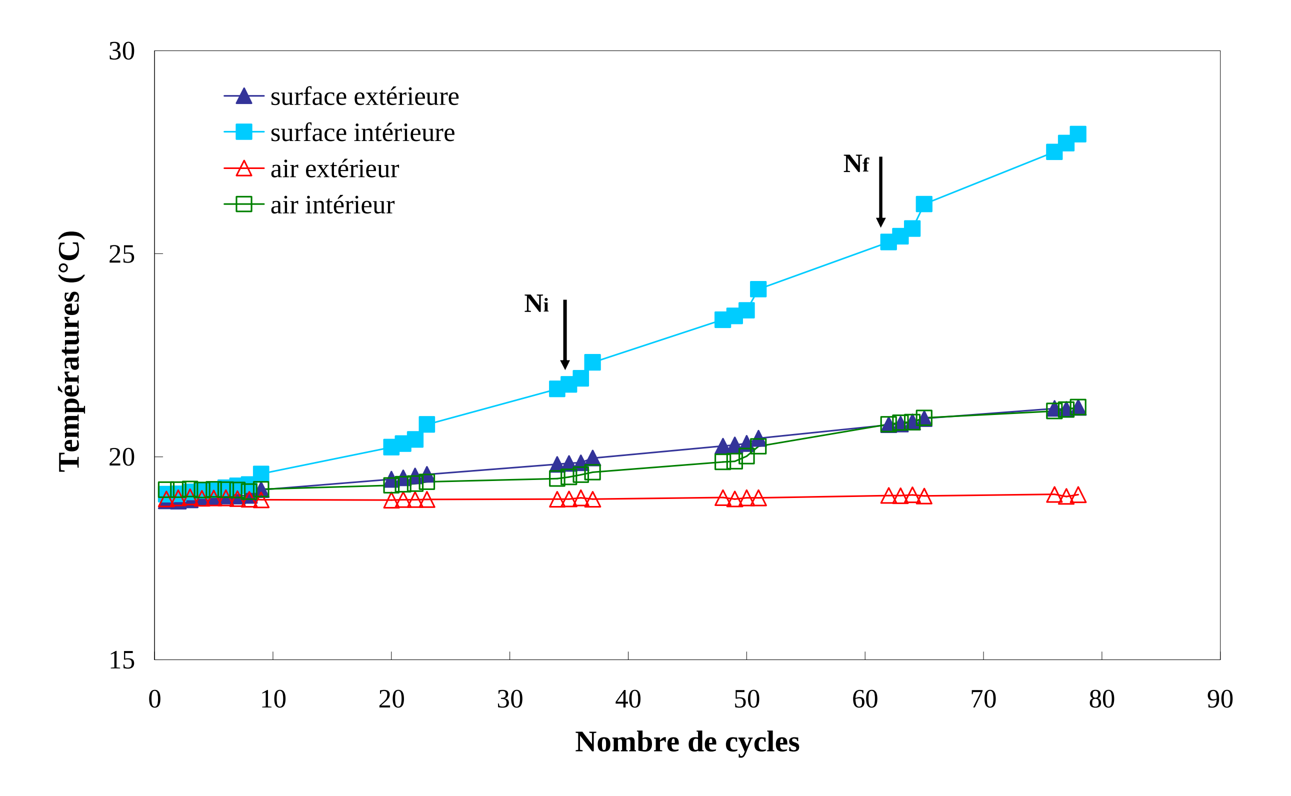


Figure III.9 **- Évolution des températures de l'air et de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour un essai de traction à R = -1 (σ_{max} = 24.4 MPa) et 1 Hz**

Contrairement au cas de la traction à R = 0, le matériau connaît un échauffement croissant jusqu'à la rupture de l'éprouvette quelle que soit la contrainte appliquée. Ces résultats laissent supposer que il y a une différence entre les mécanismes activées pendant les essais de fatigue "répétés" à R = 0 et "alternés" à R = -1. Ce résultat est déjà montré pour d'autres polymères en fatigue propagation [Butler et al. 1995]. La différence de température entre les surfaces intérieure et extérieure du tube se creuse au fur et à mesure de l'essai, traduisant un gradient de température dans l'épaisseur du tube. Néanmoins, au nombre de cycles à « rupture » tel que nous l'avons défini (N_i), la différence de température est du même ordre que celle mesurée en traction à R = 0.

La ***Figure III.10*** représente l'évolution du module dynamique en fonction du nombre de cycles. La variation de module décrit, de la même manière que l'évolution du module en cas de traction à R = 0 avec les trois phases principales : primaire, stationnaire, tertiaire avec un point d'inflexion qui correspond encore environ à N_i.

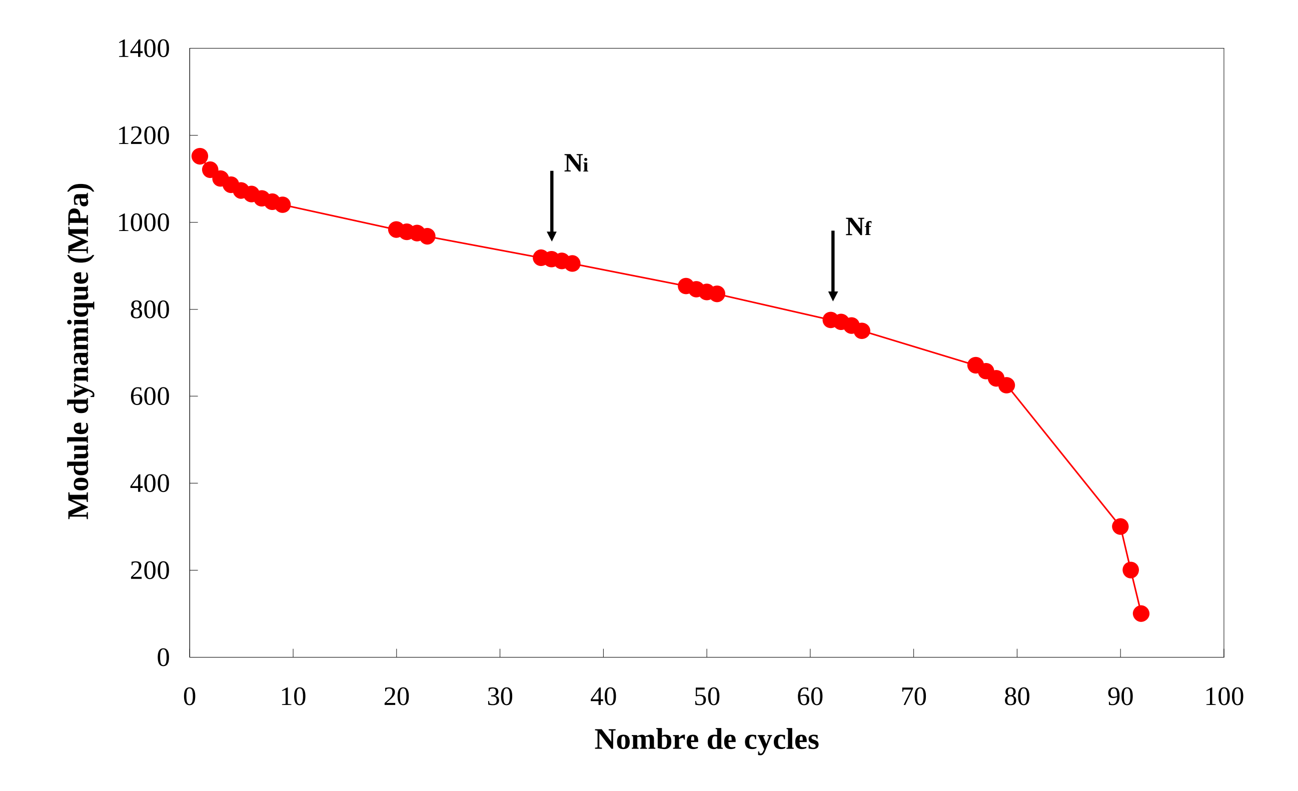


Figure III.10 **- Évolution du module dynamique en fonction du nombre de cycles pour un essai de traction à R = -1 (σ_{max} = 24.4 MPa) et 1 Hz**

III.2.2.B Validité du critère de fin de vie pour les autres trajets de chargement

Après avoir considéré deux rapports de charge différents en traction, nous allons nous intéresser à la validité du critère de fin de vie pour d'autres trajets de chargement en torsion alternée (R = -1), torsion répétée (R = 0) et compression (R = ∞).

Parmi les chargements considérés ici, un seul est en sollicitations alternées : il s'agit de la torsion à R = -1 que nous allons considérer en premier. Les mêmes grandeurs que précédemment sont représentées ***Figure III.11***, ***Figure III.12*** et ***Figure III.13***, pour un essai de fatigue en torsion à R = -1, à une fréquence de 1 Hz, et une contrainte de cisaillement maximale de 11 MPa.

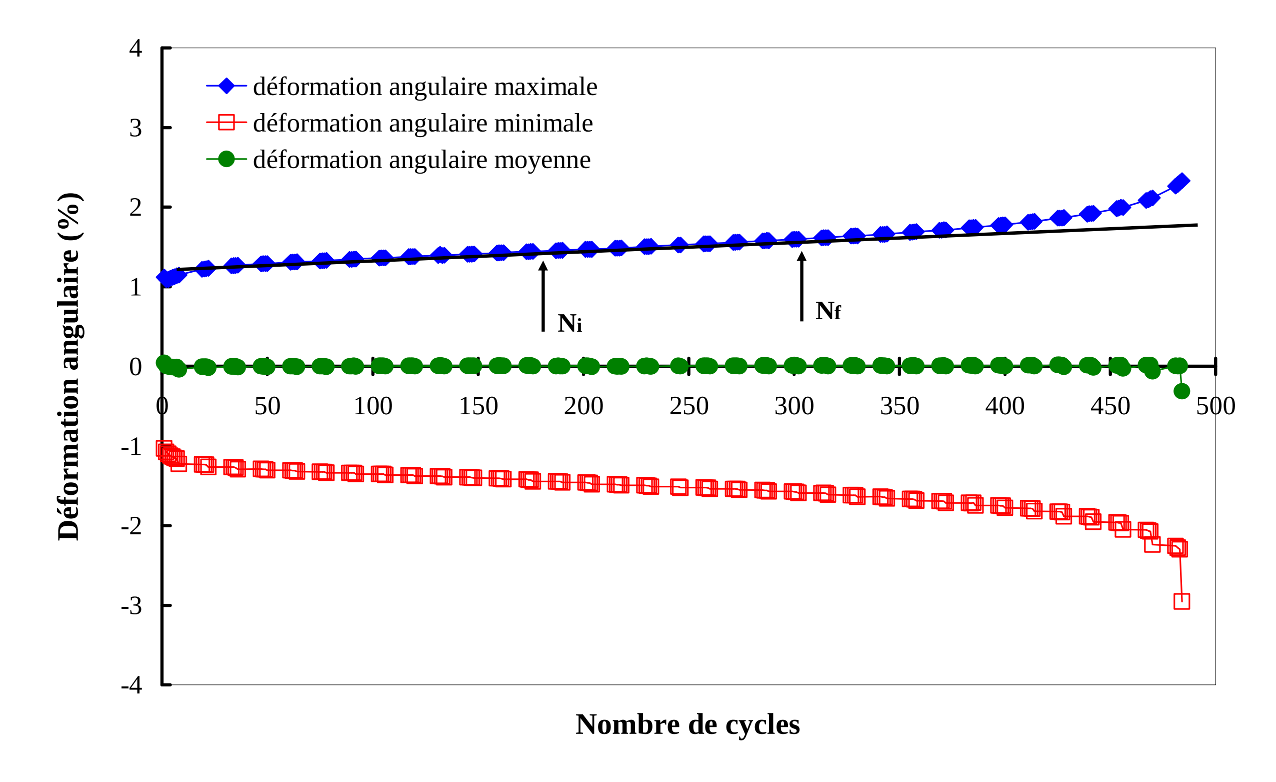


Figure III.11- **Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai de torsion à R = -1 (τ_{max} = 11 MPa) et 1 Hz**

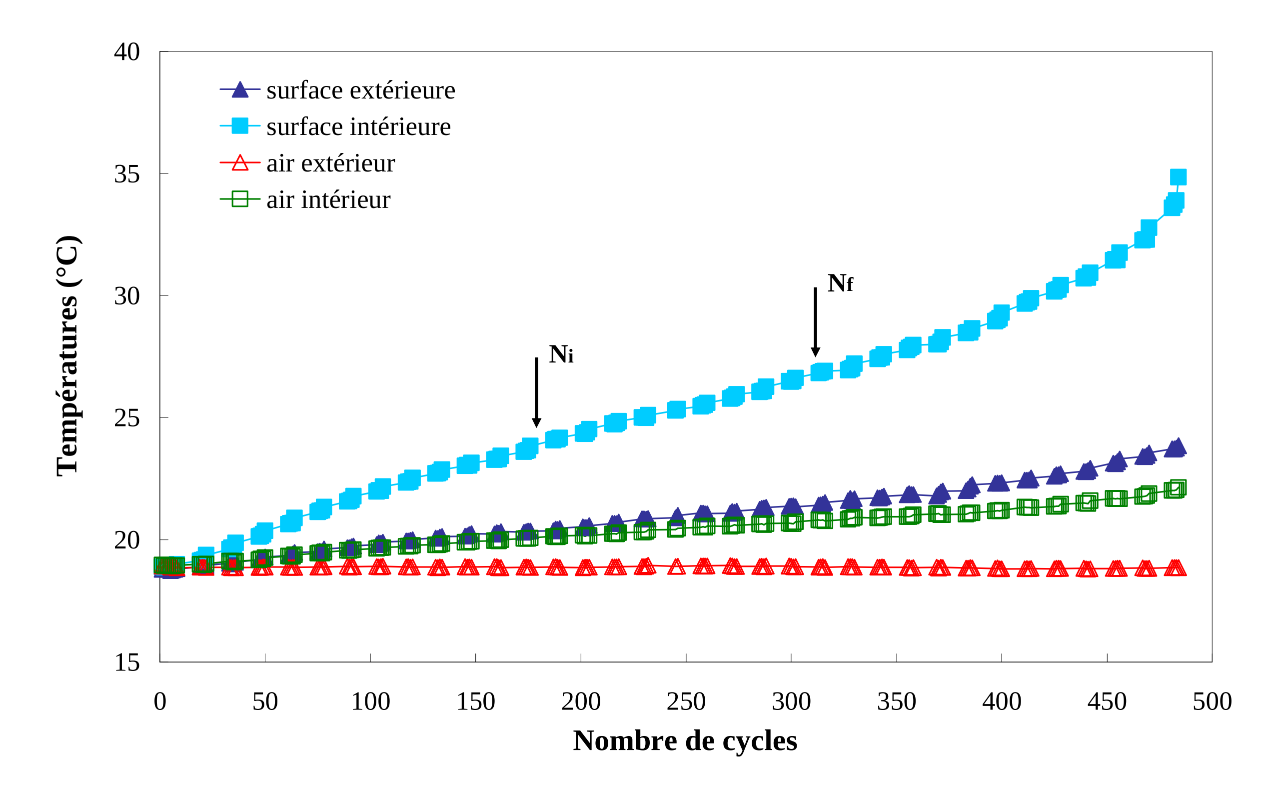


Figure III.12 **- Évolution des températures de l'air et de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour un essai de torsion à R = -1 (τ_{max} = 11 MPa) et 1 Hz**

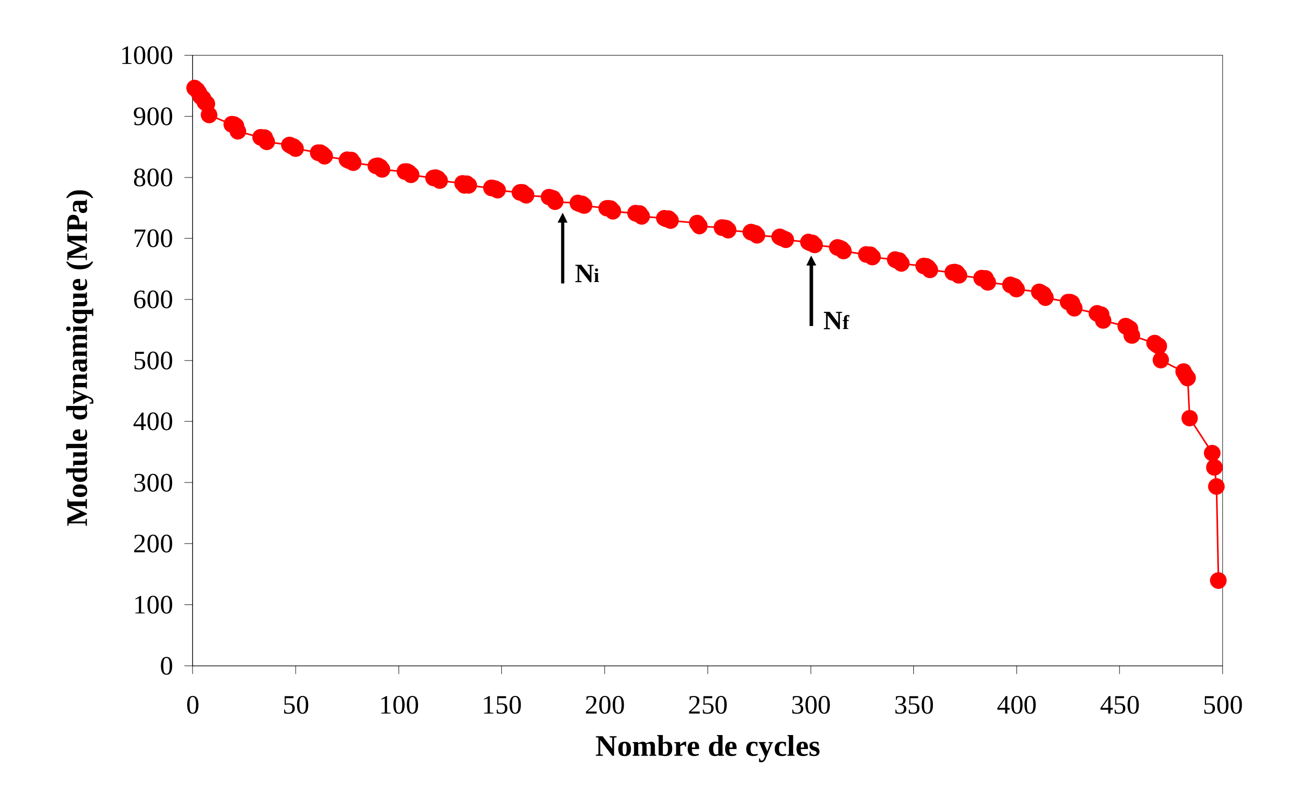
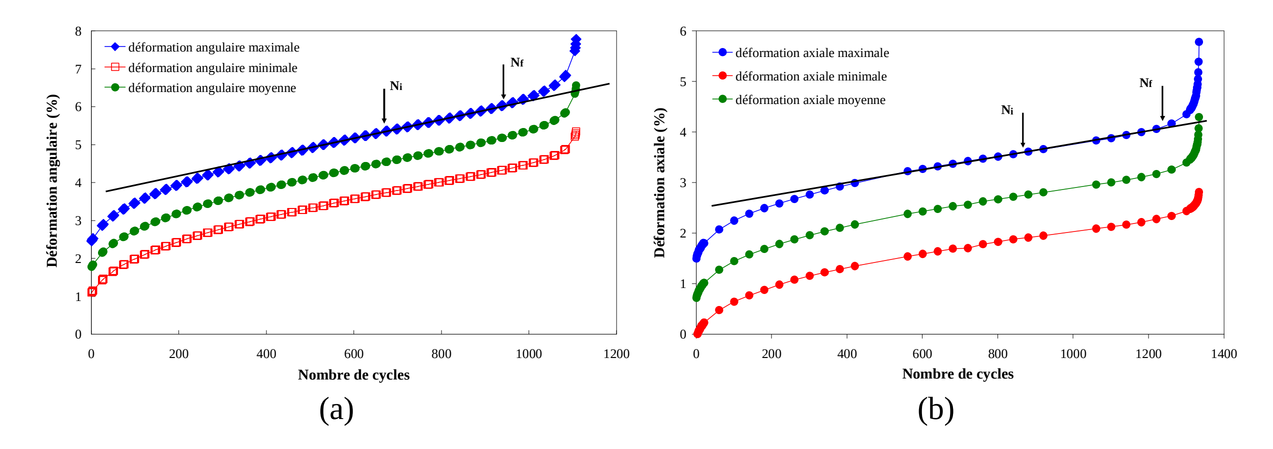


Figure III.13 **- Évolution de module dynamique en fonction de nombre de cycles pour un essai de torsion à R = -1 (τ_{max} = 11 MPa)**

L'évolution de la déformation maximale est comparable à celle observée dans le cas de la traction à R = 0 et R = -1. C'est également le cas pour le module dynamique. Les différentes définitions précédemment distinguées, N_i, N_f et N_m (180, 300 et 550 cycles respectivement), peuvent donc être appliquées au cas de la torsion à R = -1.
En phase tertiaire, la phénoménologie s'apparente à celle observée en traction à R = -1, avec des évolutions opposées des déformations minimale et maximale, et un échauffement progressif de l'éprouvette en surface intérieure. Ces résultats complémentaires laissent supposer que la différence entre mécanismes activées pendant les essais de fatigue "répétés" à R = 0 et "alternés" à R = -1 est généralisable à d'autres trajets de chargement.

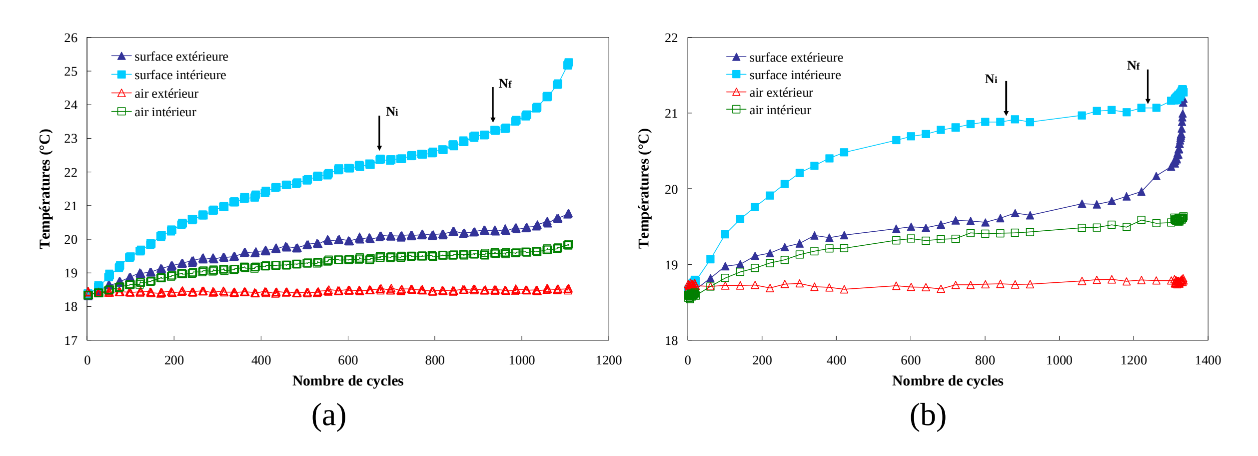
Considérons maintenant les deux chargements de torsion et compression répétées, dont les évolutions de déformations, températures et module dynamique sont représentées ***Figure III.14, Figure III.15*** et ***Figure III.16.*** L'essai de torsion à R = 0 est réalisé à une fréquence de 2 Hz, et une contrainte de cisaillement maximale de 13.8 MPa, celui de compression à R = ∞ à une fréquence de 2 Hz également et une contrainte maximale de - 24.4 MPa.
Les conclusions sont identiques avec une déformation d'ensemble croissante similaire à celle observée en traction pour le même rapport de charge. Les valeurs obtenues pour N_i, N_f et N_m sont respectivement de 400, 670 et 940 cycles pour la torsion, et de 500, 870 et 1240 cycles pour la compression.

L'échauffement en paroi intérieure du tube, ainsi que le gradient dans l'épaisseur constatés à N_i sont du même ordre que ceux mesuré en traction à R = 0.



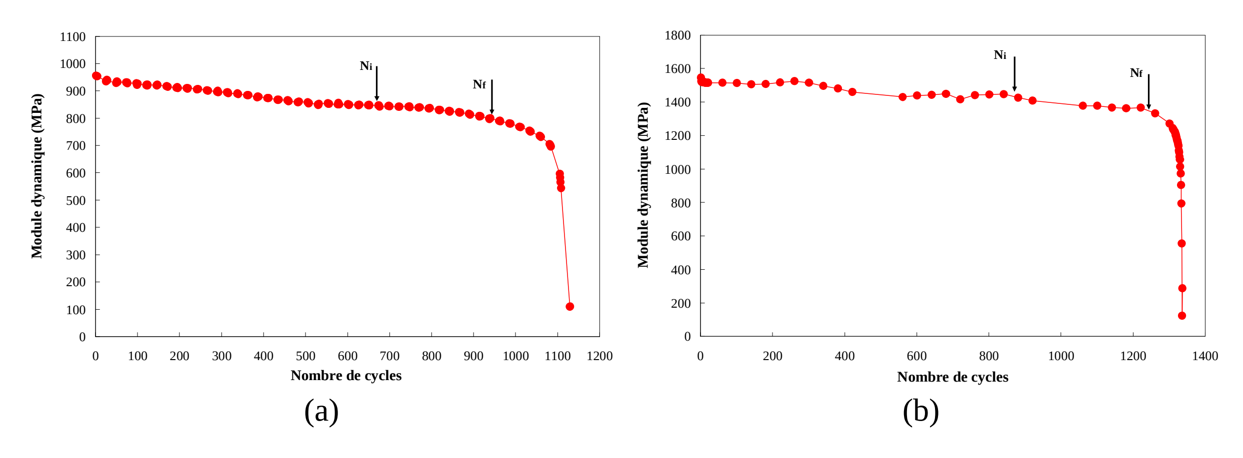
(a) (b)

Figure III.14 **- Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai à 2 Hz de (a) torsion à R = 0 (τ_{max} = 13.8 MPa) et (b) compression à R = ∞ (|σ_{max} | = 24.4 MPa)**



(a) (b)

Figure III.15 **- Évolution des températures de l'air et de l'éprouvette en fonction de nombre de cycles pour un essai à 2 Hz de (a) torsion à R = 0 (τ_{max} = 13.8 MPa) et (b) compression à R = ∞ (|σ_{max} | = 24.4 MPa)**



(a) (b)

Figure III.16 **- Évolution de module dynamique en fonction de nombre de cycles pour un essai 2 Hz de (a) torsion à R = 0 (τ_{max} = 13.8 MPa) et (b) compression à R = ∞ (|σ_{max} | = 24.4 MPa)**

III.2.2.C Conclusion

Pour conclure sur l'applicabilité du critère de fin de vie proposé aux différents cas de chargement de l'étude, la valeur absolue de la déformation maximale équivalente de von Mises est tracée en fonction du nombre de cycles pour les essais de fatigue en traction, torsion et compression à R = 0 et R = -1, et avec la même contrainte maximale équivalente de von Mises de 24.4 MPa (***Figure III.17***). Pour garder la même vitesse de chargement pour tous les essais, une fréquence de sollicitation de 1 Hz a été appliquée aux essais à R = -1.

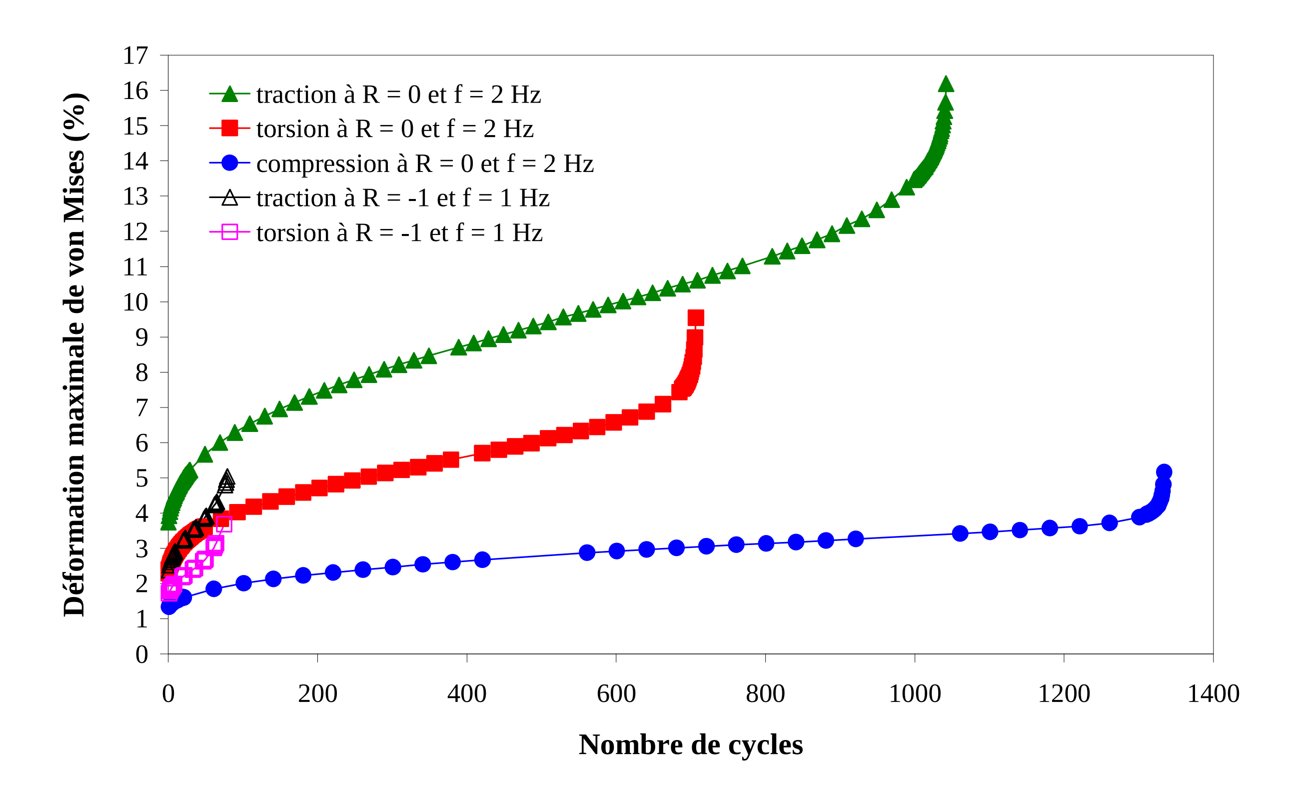


Figure III.17 **- Évolution de la déformation maximale de von Mises pendant les essais de fatigue en traction, torsion et compression à R = 0 et R = -1 (contrainte équivalente maximale de von Mises 24.4 MPa ; vitesse de chargement 97.6 MPa.s^{-1})**

Comme déjà indiqué dans les paragraphes précédents, toutes les courbes présentent la même allure avec les mêmes phases principales : primaire, stationnaire et tertiaire. Le critère de fin de vie proposé apparaît donc applicable aux différents cas considérés dans cette étude.
Malgré une évolution de la déformation maximale moins importante à R = -1, la durée de vie est plus courte que l'essai à R = 0. Ces résultats confirment les résultats annoncés précédemment par Crawford et Benham sur la différence entre chargements répétés et alternés sur la cinétique de propagation de fissures en fatigue dans les polymères [Crawford 1974]. L'augmentation de la déformation significativement plus rapide à R = 0, peut notamment résulter d'une contrainte moyenne positive induisant une contribution de fluage.

III.2.3 Influence du choix N_i / N_f sur l'allure des courbes S-N

Nous proposons donc de définir la fin de vie de l'éprouvette à l'apparition du mécanisme adoucissant, considérant qu'alors, la ruine de l'éprouvette est inéluctable. Néanmoins, jusqu'à la fin du régime stationnaire, la tenue mécanique de l'éprouvette n'est pas catastrophiquement

détériorée, faisant de N_f un critère de fin de vie admissible. Nous avons donc cherché à caractériser l'influence de la définition de critère de fin de vie sur la courbe S-N. Cette influence est illustrée sur la ***Figure III.18*** pour les essais de fatigue en traction exécutés à R = 0. Cette figure décrit quatre régions S-N où :

I : la cinétique d'évolution de la déformation maximale est consolidant
II : le mécanisme adoucissant est activé
III : la déformation macroscopique se localise radicalement et la déformation maximale accélère fortement
VI : l'éprouvette est flambée

Par analogie avec des matériaux rompant selon un autre mécanisme adoucissant, c'est-à-dire par amorçage et propagation d'une fissure de fatigue, N_i pourrait correspondre à l'amorçage de fissure(s) se propageant de façon stable jusqu'à N_f, avant accélération brutale de la cinétique de propagation et rupture de l'échantillon à N_m.

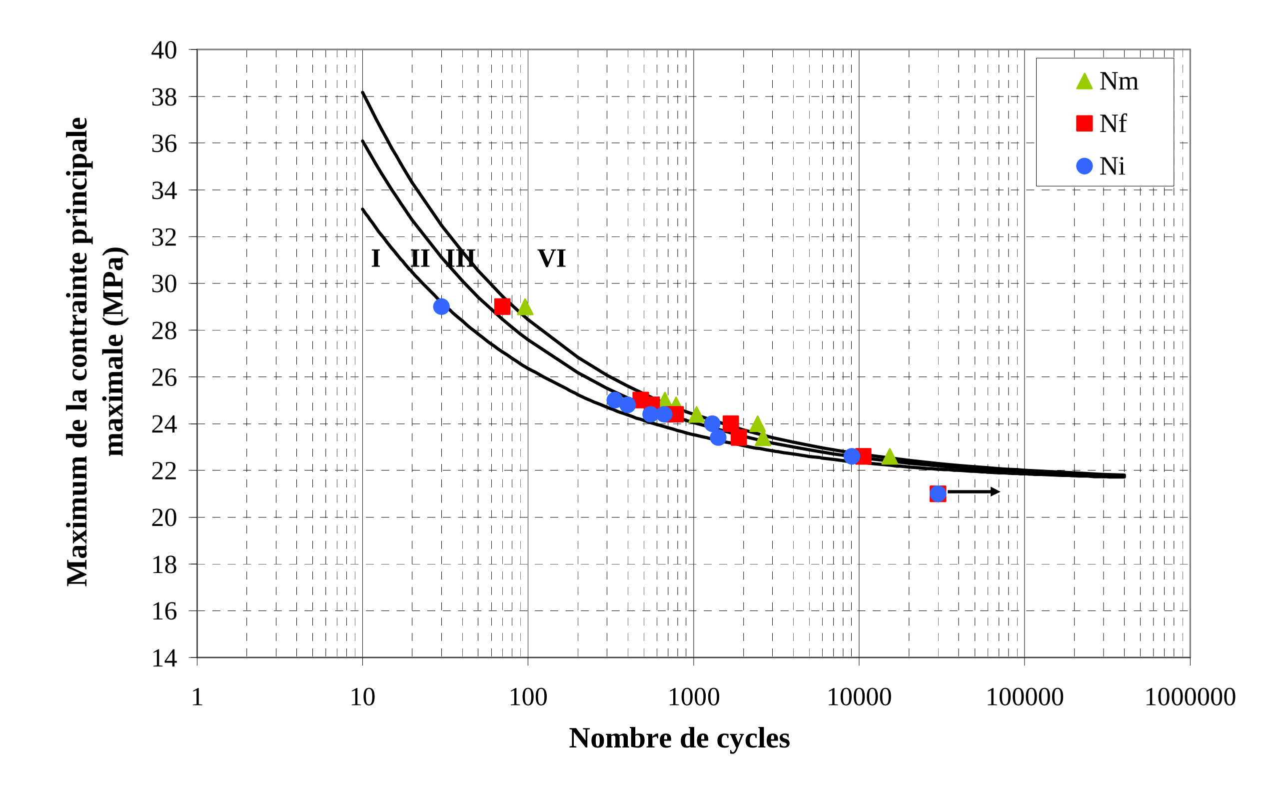


***Figure III.18* – Maximum de la contrainte principale maximale en fonction du nombre de cycles à N_i, N_f et N_m pour des essais de fatigue en traction à R = 0**

Une telle représentation illustre clairement que les différentes façons de définir le nombre de cycles à la fin de vie affectent principalement les courtes durées de vie, tandis que pour plus de 10^3 cycles, c'est-à-dire dans la gamme de durée de vie visée pour notre étude, les trois courbes se chevauchent presque.
Pour la suite de notre étude, nous avons systématiquement remplacé le nombre de cycles à rupture N_m moins rigoureux, par le nombre de cycles à l'apparition d'un processus d'adoucissement N_i et ainsi au début d'instabilité. L'utilisation de cette caractérisation plus précise de la durée de vie ne modifie pas sensiblement l'allure des courbes S-N.

Cette conclusion est généralisable à d'autres trajets de chargement et rapports de charge, comme illustrés sur la ***Figure III.19*** en torsion à R = -1 et sur la ***Figure III.20*** en compression à R = ∞.

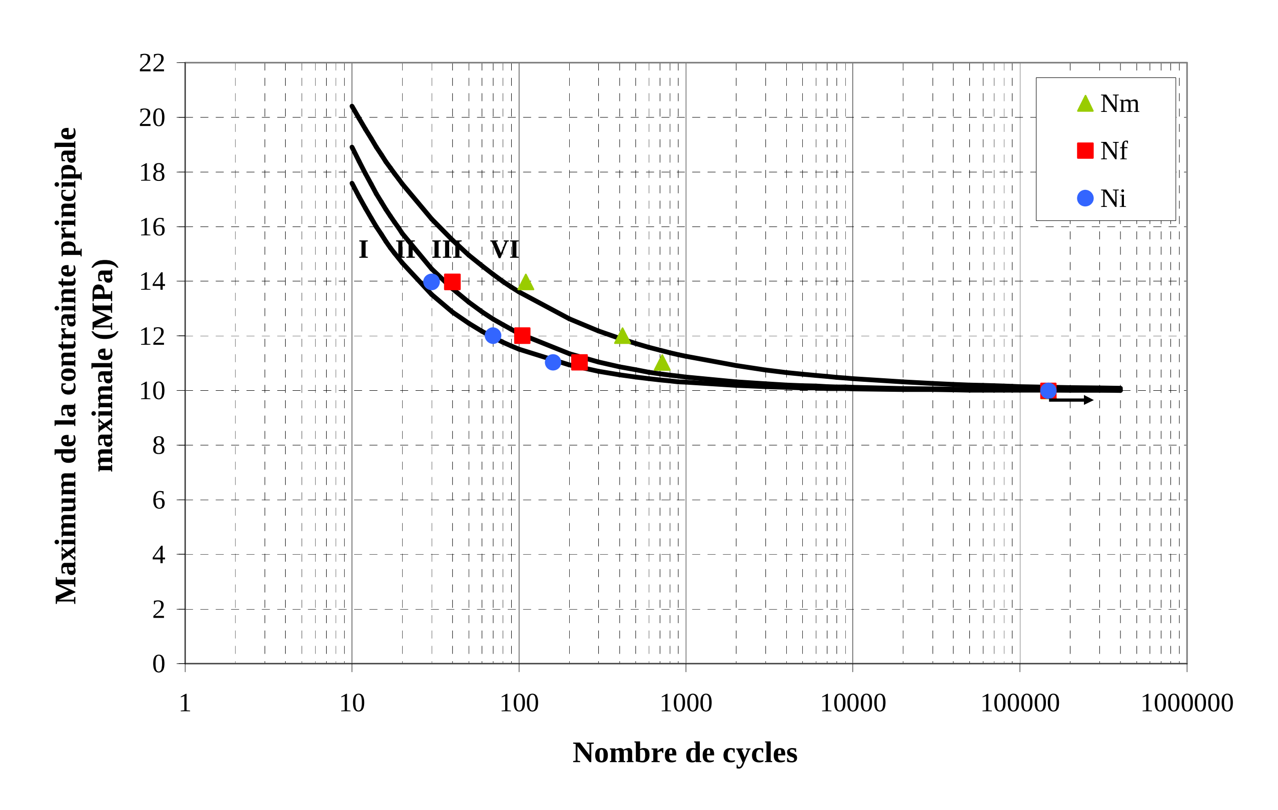


Figure III.19 **- Maximum de la contrainte principale maximale en fonction du nombre de cycles à N_i, N_f et N_m pour des essais de fatigue en torsion à R = -1**

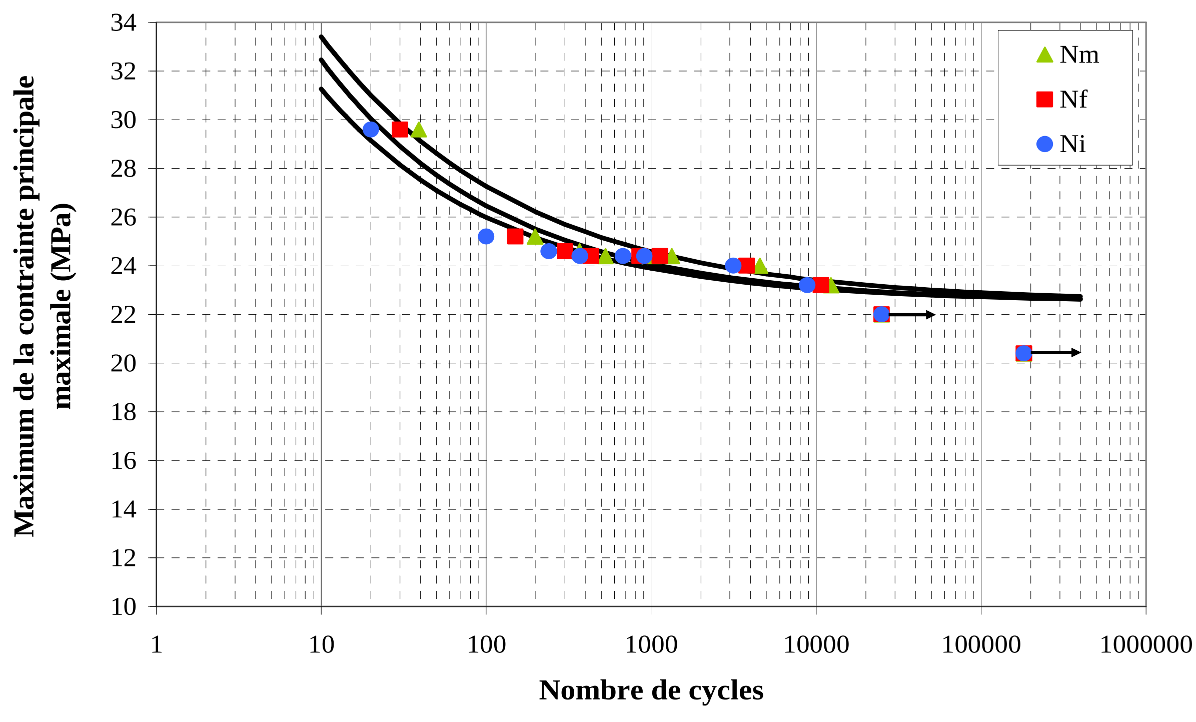


Figure III.20 **- Maximum de la contrainte principale maximale en fonction du nombre de cycles à N_i, N_f et N_m pour des essais de fatigue en compression à R = ∞**

III.3 Formulation du critère de fatigue

Une fois le critère de fin de vie défini, nous pouvons désormais tracer les courbes S-N sur cette base et nous intéresser à la formulation d'un critère de durée de vie en fatigue. Il s'agit de trouver une corrélation entre le chargement mécanique appliqué au matériau et sa durée de vie. Les sollicitations mécaniques considérées concernent toujours la compression, la traction et la torsion, à deux rapports de charge différents R = 0 et R = -1.
Dans ce qui suit, l'ensemble des courbes S-N seront analysées par le biais de différentes grandeurs équivalentes et en utilisant soit le maximum, soit l'amplitude de cette contrainte. Ceci dans le but de rechercher une grandeur mécanique à même de décrire l'ensemble des résultats obtenus.
La notion de validité d'un critère de fatigue dans le cas d'un matériau dont le comportement évolue au cours de la durée de vie fera l'objet du paragraphe III.5.5.

III.3.1 Influence de l'amplitude de la contrainte principale maximale

La ***Figure III.21*** présente un diagramme d'endurance avec l'amplitude de la contrainte principale maximale (σ_a en traction ou en compression et τ_a en torsion) en ordonnée, en fonction du nombre de cycles N_i, en considérant toujours les mêmes données et conditions expérimentales que celles présentées dans la ***Figure III.1***.

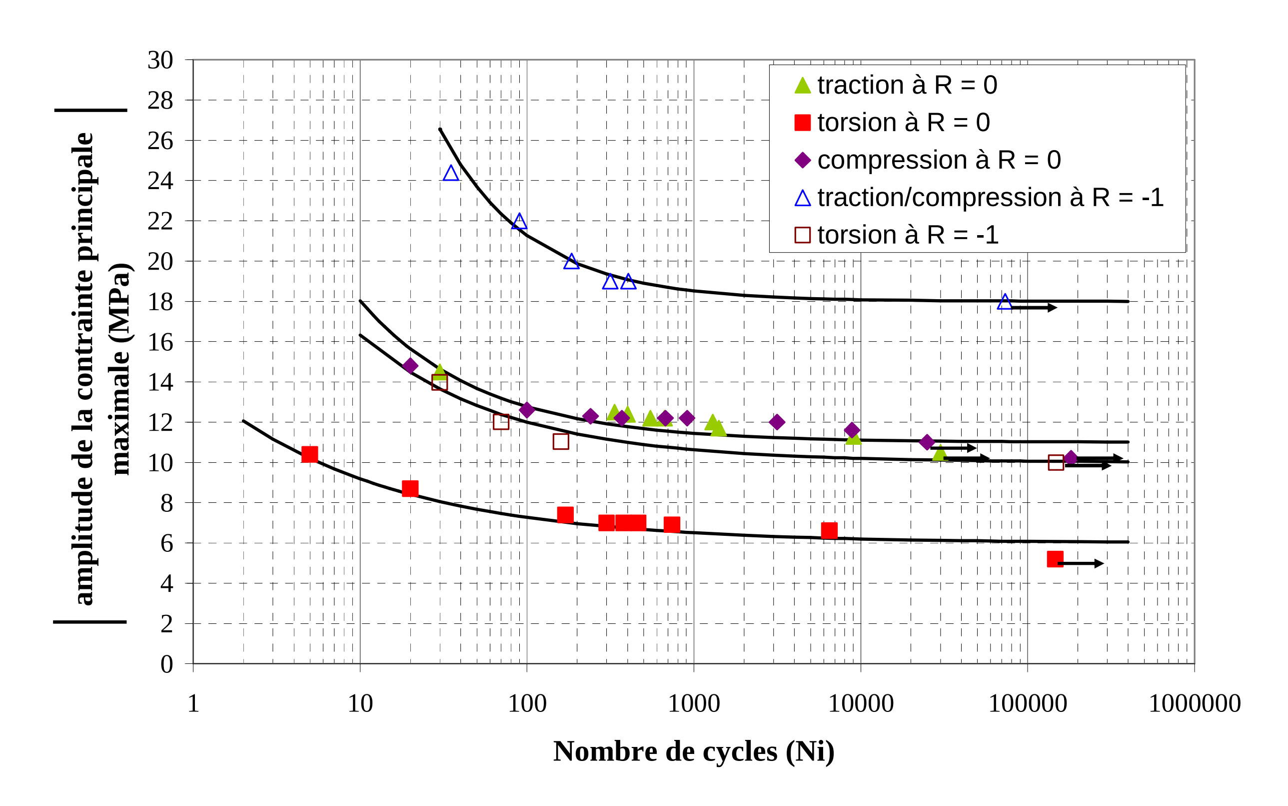


Figure III.21 **– Diagramme d'endurance en amplitude de la contrainte principale maximale**

Cette Figure montre que l'amplitude de la contrainte principale maximale ne permet pas de décrire la dépendance multiaxiale du comportement en fatigue.

Le diagramme d'endurance présenté montre que le PEHD possède une endurance en traction-compression à R = -1 supérieure aux autres cas de trajets de chargements. Ceci est probablement dû à la faible nocivité de la partie du cycle du chargement qui se trouve en compression.
Par ailleurs, on note aussi la forte influence de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue (exprimée ici en amplitude). En effet, le résultat d'effet de la contrainte de cisaillement moyenne sur la limite de fatigue en torsion est très important car cela n'est pas observé sur les matériaux métalliques qui font que beaucoup de critères de fatigue utilisent plutôt l'amplitude du cisaillement que la moyenne. [Berrehili et al. 2010].
Si on sollicite le matériau en traction (R = 0) et en compression (R = 0) en gardant | σ_{min} | = 0 pour les deux cas, il apparaît que l'on retrouve une seule courbe maîtresse pour les deux trajets. Cela justifie l'influence du mode de cyclage (alternée ou répétée et le trajet) et l'intérêt de l'étudier.

III.3.2 Influence du maximum de la contrainte principale maximale

Nous proposons maintenant explorer l'influence du maximum de la contrainte principale maximale vu par notre matériau (***Figure III.22***).

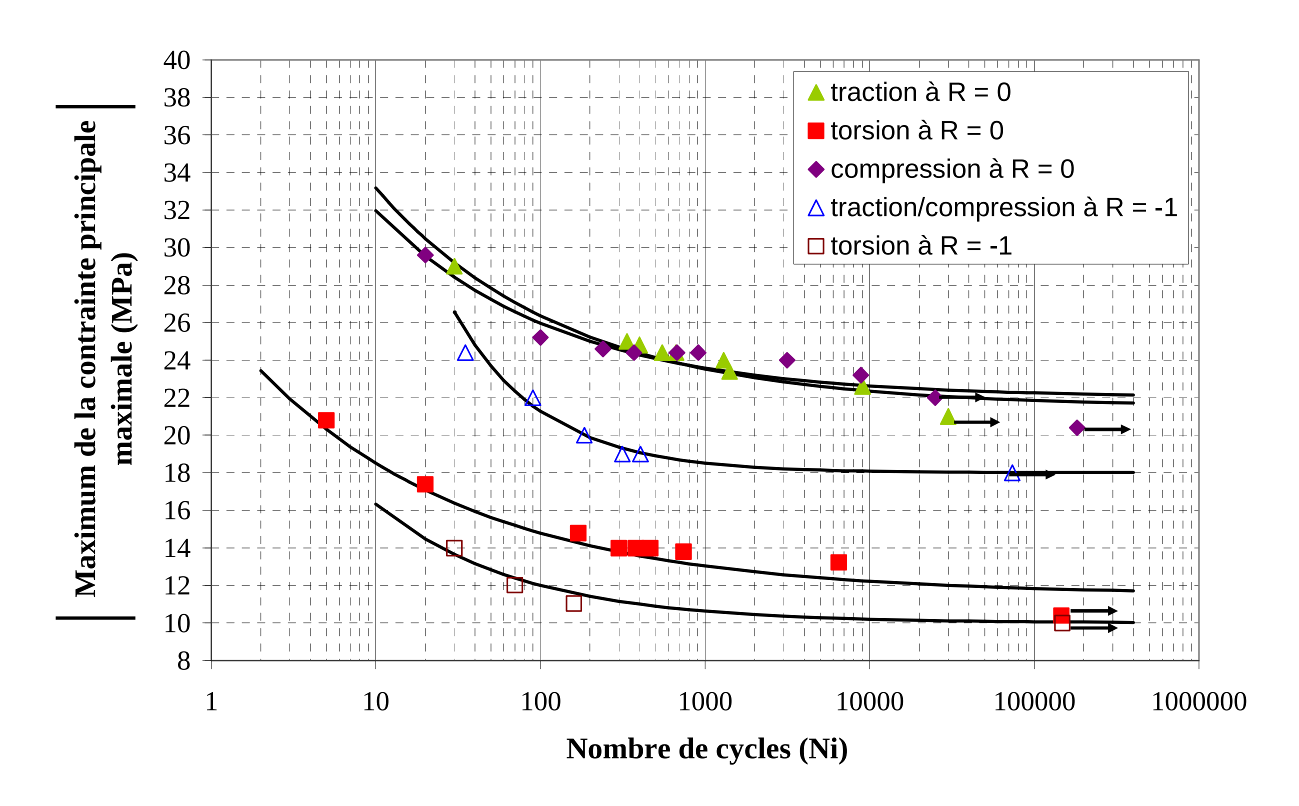


***Figure III.22* – Diagramme d'endurance en maximum de la contrainte principale maximale**

Avec le maximum de la contrainte principale maximale en ordonnée, le diagramme d'endurance révèle aussi l'effet remarquable de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue, mais dans le sens opposé. En effet, il apparaît soit pour la traction ou la torsion, que les essais à R = 0 se situent au dessus des essais à R = -1.

Dans ce cas, les essais ne sont pas d'avantage décrits par une courbe unique. Ainsi, le maximum de la contrainte principale maximale ne permet pas de décrire la dépendance multiaxiale du comportement en fatigue.

III.3.3 Influence de la contrainte équivalente maximale de von Mises

Regardons maintenant l'effet de la contrainte équivalente maximale de von Mises sur la courbe d'endurance (***Figure III.23***). Cette grandeur est construite à partir du deuxième invariant du tenseur des contraintes $J_{2,max}$. Rappelons que :

$$\sqrt{J_2} = \frac{1}{\sqrt{6}}\left[(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_1-\sigma_3)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2\right]^{0.5} \qquad \textit{Équation III.2}$$

où : σ_i (i=1,..,3) sont les contraintes principales

Ce qui conduit, dans le cas de la compression ou de la traction pure à :

$$\sqrt{J_2} = \frac{\sigma}{\sqrt{3}} \quad \text{et} \quad \sigma_{éqvonMises} = \sigma \qquad \textit{Équation III.3}$$

Et dans le cas de la torsion pure :

$$\sqrt{J_2} = \tau \quad \text{et} \quad \sigma_{éqvonMises} = \sqrt{3}\,\tau \qquad \textit{Équation III.4}$$

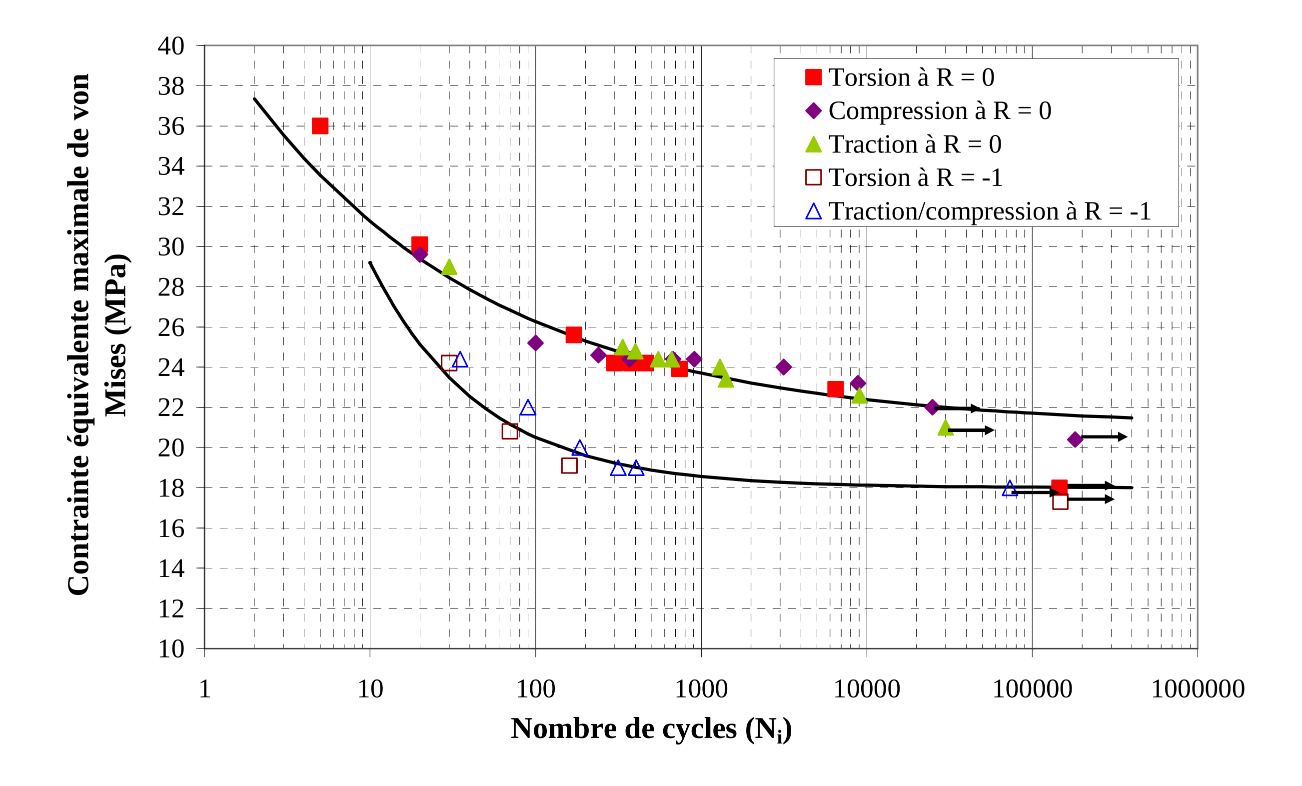


Figure III.23 **- Diagramme d'endurance en contrainte équivalente maximale de von Mises**

Cette mesure équivalente de contrainte du chargement de fatigue est adaptée pour décrire le comportement en fatigue multiaxiale à un rapport de charge donné, R = -1 (chargement alterné) ou R = 0 (chargement répété). Ici, de nouveau, les courbes S-N sont interpolées par l'***Équation III.36***.

Cette courbe suggère que le deuxième invariant du tenseur des contraintes J_2 est pertinent pour représenter le comportement en fatigue de notre PEHD. Ainsi, la durée de vie en fatigue de ce polymère dépend fortement de la partie de cisaillement. Ce résultat peut paraître surprenant dans la mesure où il est légitime d'imaginer que des mécanismes d'endommagement sont présents au cours de la durée de vie. Ces mécanismes, s'ils sont présents, ne semblent pas pilotés par la contrainte hydrostatique et ne devraient pas être reliés à la cavitation. Le chapitre IV tentera de donner quelques éléments discussion sur ce point.

Ce dernier diagramme traduit la nécessité, dans le cas de notre matériau, de prendre en compte un autre paramètre en plus de $J_{2,max}$ pour décrire l'influence du rapport de charge. Ceci nous amène à identifier d'autres critères classiques de fatigue multiaxiale, et les tester sur le comportement de notre matériau d'étude (PEHD). En effet, une telle formulation rappelle naturellement d'autres critères tirés de la littérature comme le critère de Sines et le critère de Crossland. Ces critères sont exprimés aussi en fonction des invariants du tenseur des contraintes.

III.3.4 Critère de Crossland

Formulé en 1956, le critère de Crossland propose d'utiliser la contrainte hydrostatique maximale selon l'expression suivante :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{Cr} J_{1,\max} \leq \beta_{Cr} \qquad \textbf{\textit{Équation III.5}}$$

où : $J_{1,\max}$ est le maximum, sur un cycle, de la contrainte hydrostatique.

Les paramètres α_{Cr} et β_{Cr} peuvent être identifiées à l'aide de deux limites d'endurance en torsion alternée τ_{-1} et traction alternée σ_{-1} :

$$\alpha_{Cr} = \frac{\tau_{-1} - \frac{\sigma_{-1}}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{-1}}{3}}, \qquad \beta_{Cr} = \tau_{-1}$$

La ***Figure III.24*** regroupe les résultats pour les cinq séries d'essais. Cette grandeur qui est construite à partir du premier et du deuxième invariant du tenseur des contraintes, est adaptée aussi pour décrire le comportement en fatigue multiaxiale à un rapport de charge donné. Mais elle ne décrit pas l'influence du rapport de charge. Ici de nouveau, les courbes S-N sont interpolées par l'***Équation III.36***. Ce résultat était prévisible au regard du paragraphe précédent mais il montre cependant clairement que la contrainte hydrostatique ne joue pas un rôle essentiel sur la durée de vie en fatigue pour différents trajets de chargements.

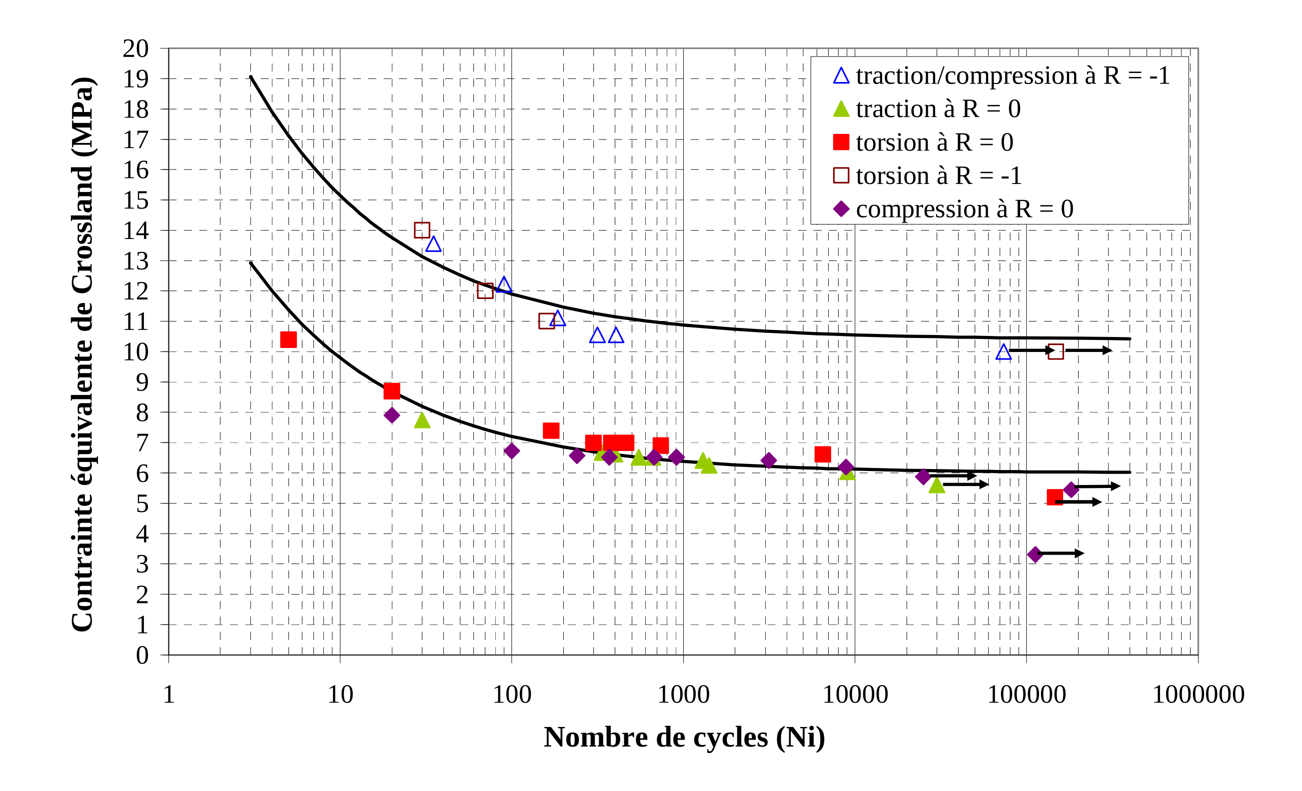


Figure III.24 **- Diagramme d'endurance en contrainte équivalente de Crossland**

III.3.5 Critère de Sines

Ce critère est très utilisé dans les métaux en fatigue à grand nombre de cycles. Il est très voisin de celui de Crossland, mais l'influence de la contrainte hydrostatique est ici introduite à travers sa valeur moyenne. Le critère s'écrit :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{Si} J_{1,moy} \leq \beta_{Si} \qquad \textit{Équation III.6}$$

où : $J_{1,moy}$ est la moyenne sur un cycle de la contrainte hydrostatique.

Les paramètres α_{Si} et β_{Si} peuvent être obtenus à l'aide d'un essai de torsion τ_{-1} et d'un essai de traction répétée σ_0 (le rapport de charge vaut R = 0) :

$$\alpha_{Si} = \frac{\tau_{-1} - \dfrac{\sigma_0}{\sqrt{3}}}{\dfrac{\sigma_0}{3}}, \qquad \beta_{Si} = \tau_{-1}$$

L'ensemble des résultats pour les cinq séries d'essais est présenté dans la ***Figure III.25.*** Ce critère semble correct pour décrire le comportement en fatigue multiaxiale en traction quel que soit le rapport de charge (R = -1 et R = 0) et en torsion à R = -1, mais il ne capte pas l'influence de la scission moyenne en torsion.

Les critères de Crossland et Sines ne permettent pas de décrire l'ensemble de nos expériences. Si la triaxialité (au sens du terme multiaxialité) est bien prise en compte par le biais de la partie déviatorique uniquement, le rapport de charge n'est pas bien décrit car le cisaillement moyen a une influence sur la limite de fatigue. Ces résultats montrent la nécessiter de construire un critère adapté au PEHD.

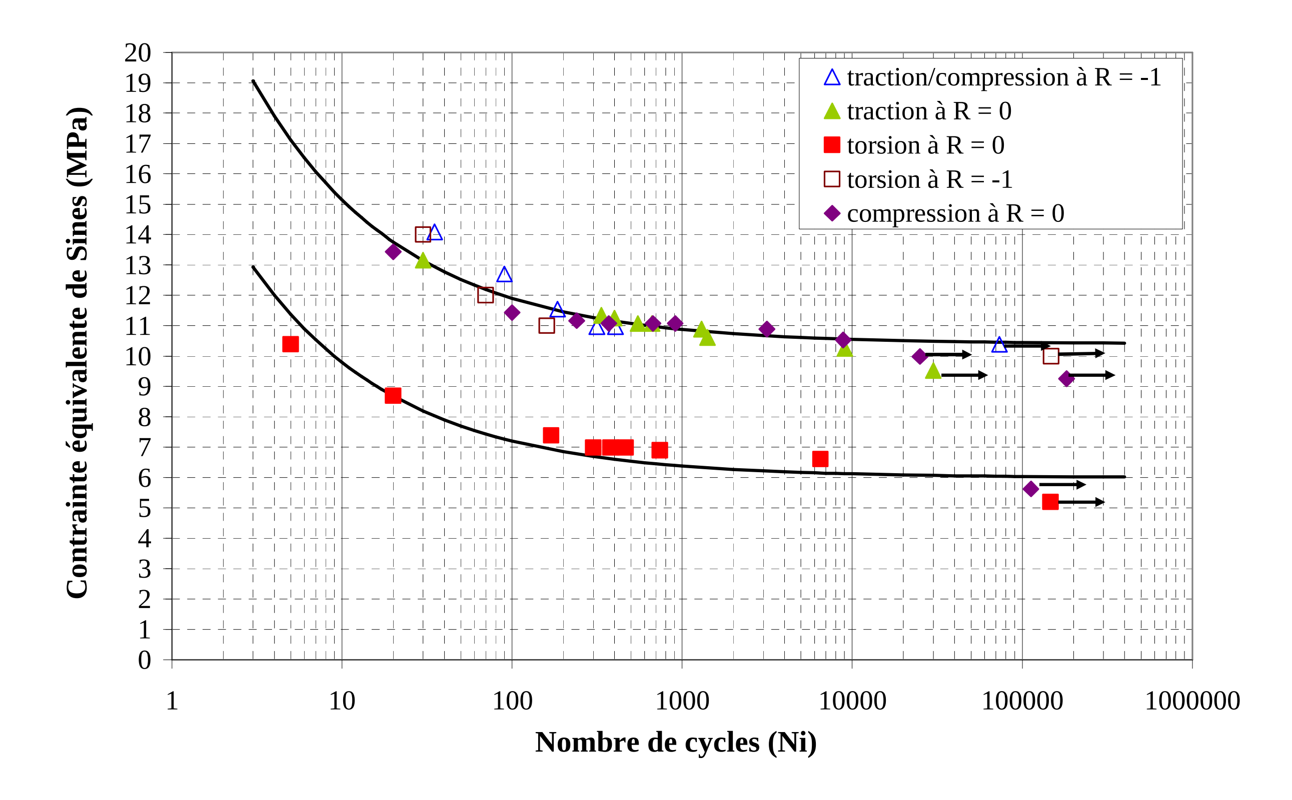


Figure III.25 **- Diagramme d'endurance en contrainte équivalente de Sines**

III.3.6 Critère de fatigue proposé

Pour tenir compte à la fois du trajet de chargement (traction / torsion / compression) et de la dépendance au rapport de charge R (pour R = 0 et R = -1), nous proposons de compléter le critère de von Mises par un terme supplémentaire, toujours basé sur J_2, mais sur la valeur moyenne. Nous utilisons dans un premier temps et de façon tout à fait arbitraire une dépendance linéaire à ce paramètre. Ceci mène à l'expression suivante :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{J_{2,\max} + \alpha J_{2,moy}} \leq \beta + \frac{A}{N_i^c} \qquad \textbf{\textit{Équation III.7}}$$

où α, β, A et c sont des paramètres. Le terme qui apparaît à la droite de notre critère est toujours l'équation choisie pour interpoler la courbe S-N. La ***Figure III.26*** regroupe les résultats pour les cinq séries d'essais et la courbe interpolée. En utilisant cette contrainte, il apparaît une meilleure corrélation entre les essais alternés et les essais répétés que celle obtenue par la contrainte maximale de von Mises. Cette nouvelle définition de la contrainte équivalente permet la prise en compte de la totalité des essais dans une courbe unique d'endurance.

L'identification de ce critère nécessite une courbe S-N et deux limites d'endurance :

- β est identifié grâce à la limite d'endurance en torsion à R = -1 pour lequel J_{2moy} est nul (le paramètre β correspond à la limite d'endurance estimée à un nombre de cycles donné de 10^5 cycles). A et c sont extraits de la courbe interpolée de l'essai de torsion à R = -1.

- α est déterminé par la limite d'endurance en torsion à R = 0.

A partir de ces deux courbes S-N en torsion, la durée de vie en fatigue en compression et en traction peut être prédite, en outre à deux rapports de charge différents (R = 0 et R = -1) dans ce dernier cas.

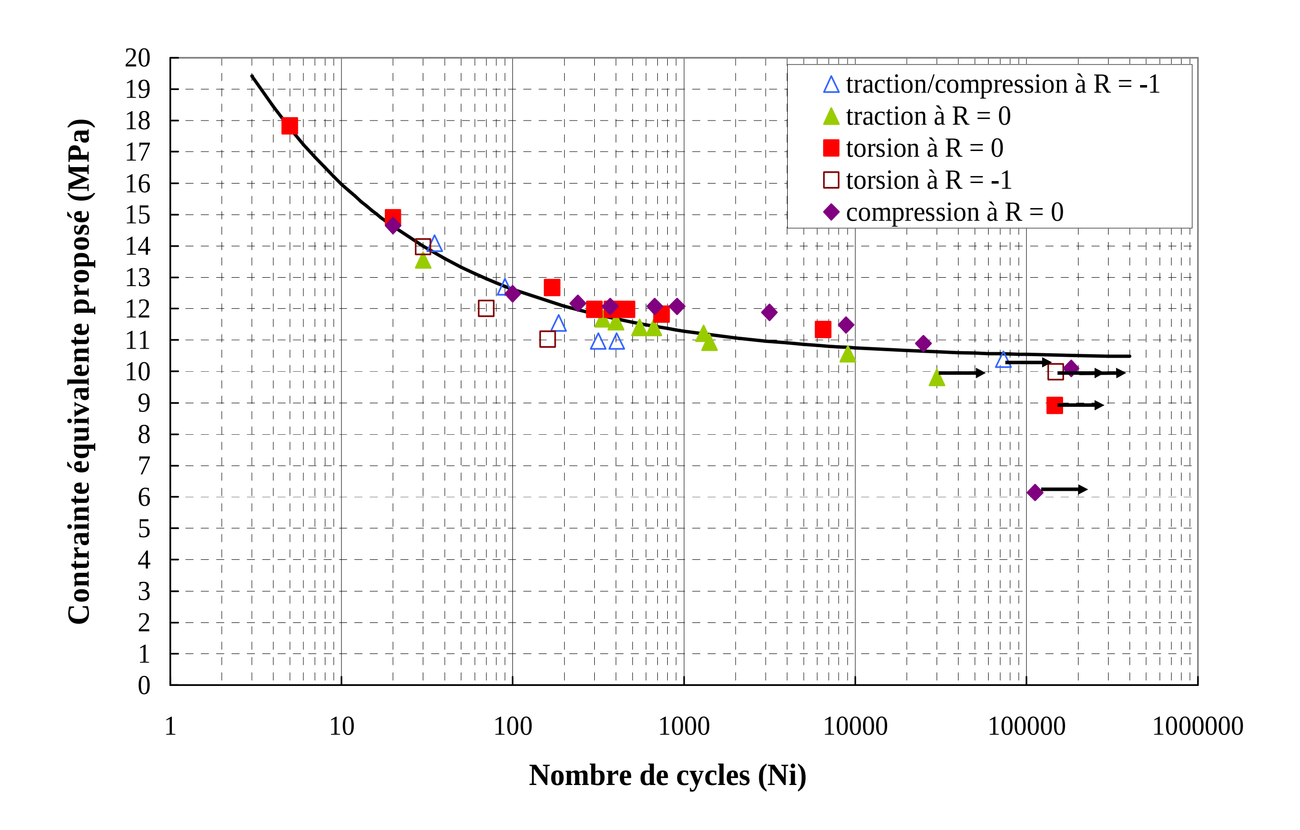


Figure III.26 **- Diagramme d'endurance en contrainte équivalente proposé**

La courbe S-N interpolée, obtenu sur l'ensemble des essais pour notre matériau PEHD permet d'établir une écriture de la durée de vie comme étant une fonction puissance de la contrainte équivalente :

$$N_i = \left(\frac{A}{\sigma_{eq} - \beta} \right)^{\frac{1}{c}}$$ ***Équation III.8***

Les paramètres associés pour notre matériau PEHD sont donnés dans le ***Tableau III.1***.

Matériau PEHD
β = 10 (MPa)
α = -1.22
A = 15
c = 0.5

***Tableau III.1* – Paramètres du critère proposé pour le PEHD**

Le critère de fatigue proposé est construit à partir de notre définition de fin de vie (N_i). Afin d'évaluer l'influence de ce choix sur la validité du critère, nous avons tracé le critère de fatigue proposé en fonction du nombre de cycles N_f dans la ***Figure III.27***. Le critère de fatigue proposé apparaît toujours adéquat. On pouvait s'y attendre car on a montré précédemment que les différents critères de fin de vie influencent surtout les faibles durées de vie.

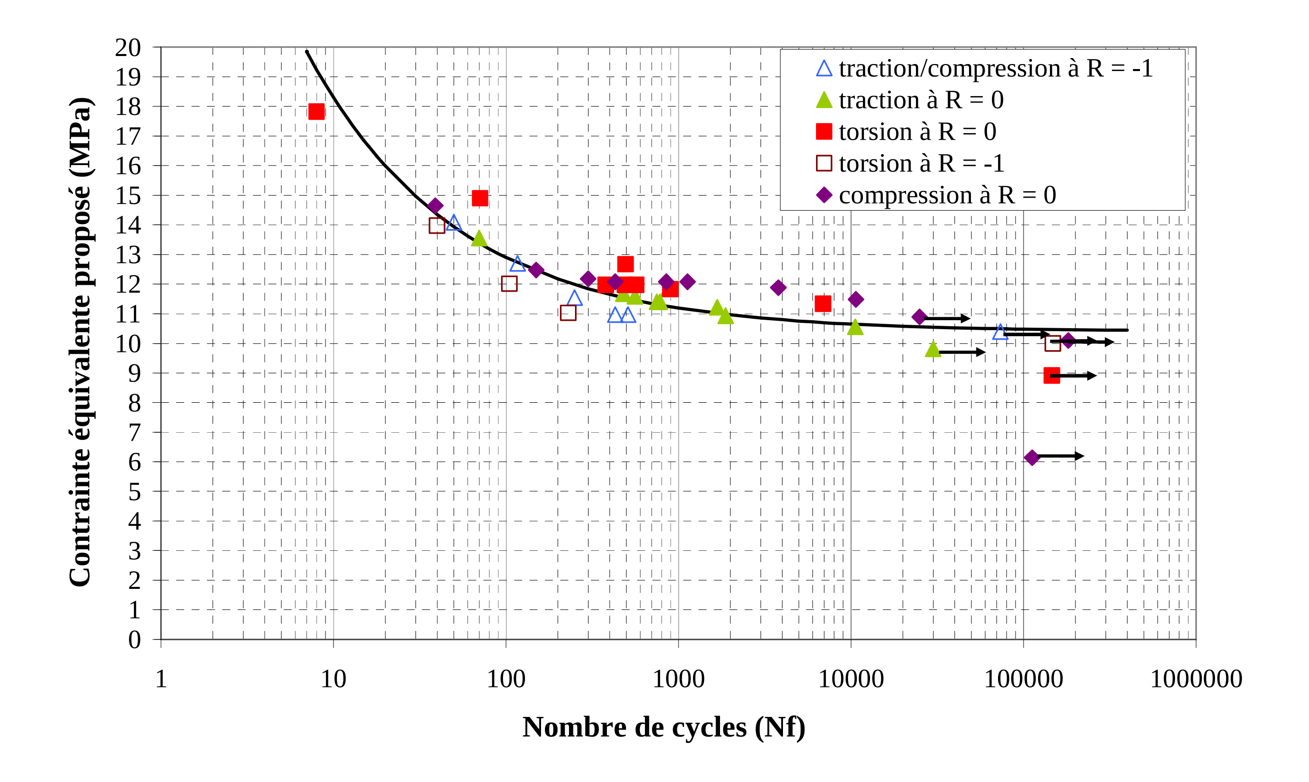


***Figure III.27* - Diagramme d'endurance en contrainte équivalente proposé**

Il semble donc ici, sous réserve d'autres cas de chargements plus compliqués, que la contrainte équivalente proposée peut être un paramètre qui décrit la durée de vie de ce matériau. L'utilisation d'une contrainte équivalente prenant en compte l'effet de rapport de charge est donc nécessaire. D'autres travaux sont nécessaires pour envisager de corréler l'effet du rapport de charge au fluage de sorte à s'affranchir de cette description plutôt empirique de l'effet de rapport de charge. Ce dernier point est cependant encore très souvent traité de cette manière dans les métaux, malgré le très grand nombre d'études sur le sujet.

III.3.7 Comparaison des différents critères

Afin de comparer la pertinence de ces quatre critères, on calcule l'erreur de la contrainte équivalente à la limite de fatigue. La ***Figure III.28*** présente les erreurs de la contrainte équivalente (en pourcentage) de chaque critère, calculé par la formule suivante :

$$\text{Erreur} = \frac{\sigma_{eq} - \beta}{\beta} \times 100 \qquad \textbf{\textit{Équation III.9}}$$

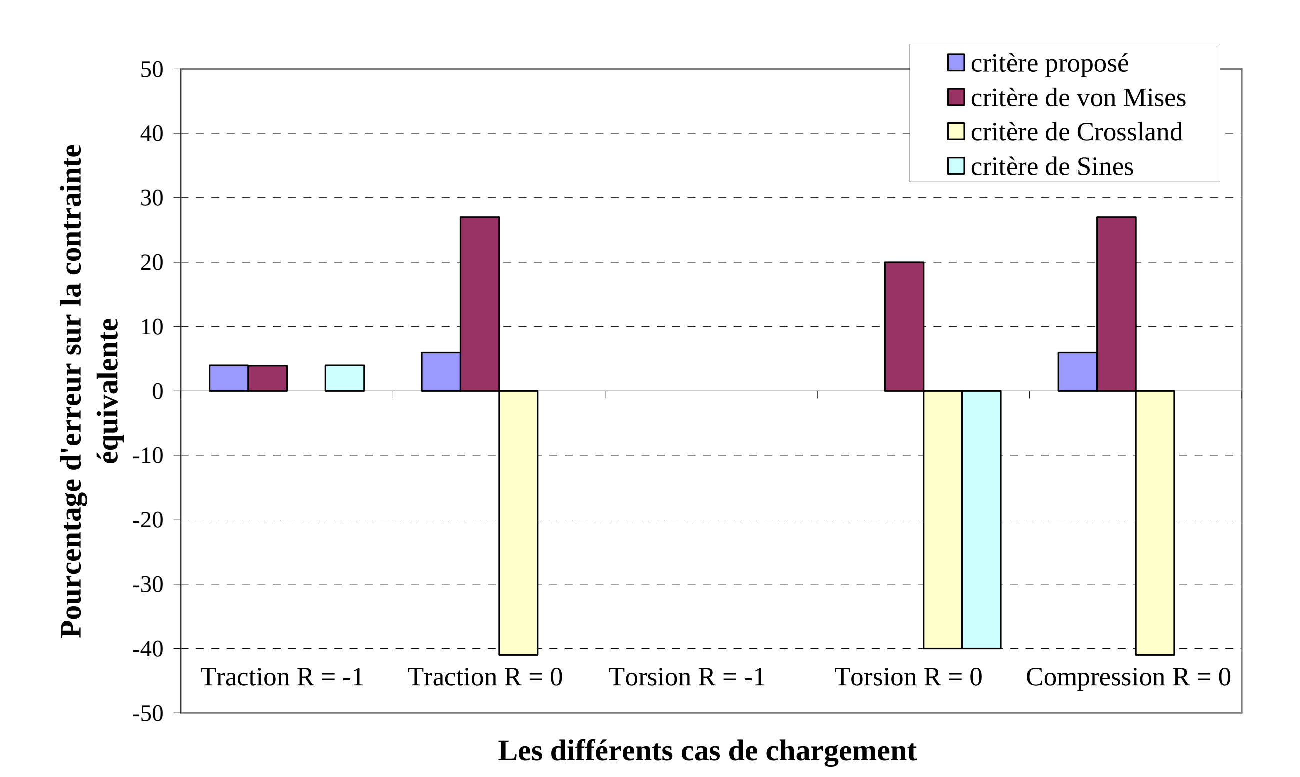


***Figure III.28* – Erreur de prédiction de la limite de fatigue pour les différents cas de chargement**

Pour une erreur de moins de 10 %, on note que :

- pour les cas de chargement sans contrainte moyenne, tous les critères sont intéressants.
- Pour les cas de chargement avec contrainte moyenne, le critère proposé est le plus intéressant.

III.4 Discussion

Ce paragraphe a pour objet de discuter la forme du critère et ses limites actuelles de validité.

III.4.1 Conditions de sollicitation de l'étude

La formulation du critère est basée sur un cadre de sollicitations restreint à deux rapports de charge et trois trajets de chargements, toujours appliqués avec un signal triangulaire pour conserver une vitesse de sollicitation constante et mieux appréhender le comportement monotone dans le prochain chapitre. Pour une évaluation plus large du domaine d'application du critère proposé, des essais avec d'autres formes d'onde de fatigue, notamment sinusoïdale comme couramment appliqué en fatigue, devraient donc être réalisés et confrontés au critère.

Dans le même ordre d'idée, les sollicitations de fatigue appliquées concernent toutes des chargements unidirectionnels. Pour tester la validité du critère sur un cadre élargi, il serait nécessaire de le confronter à des sollicitations combinées, de traction-torsion par exemple.

Lorsque la fin de vie de l'éprouvette n'est pas associée à la propagation d'une fissure macroscopique, il peut s'avérer plus délicat de déterminer le « nombre de cycles à rupture ». Ici, le critère de fatigue proposé a été construit avec une définition spécifique du nombre de cycles à la rupture (N_i), correspondant au début de l'adoucissement observé dans la cinétique de la déformation maximale, mais d'autres critères de fin de vie pourraient être définis et la question de l'influence de ce choix sur la validité du critère se pose. Par exemple, dans leur étude de la fatigue thermique du polypropylène, Kultural et Eryurek [Kultural et al. 2007] ont retenu l'allongement critique mesuré à l'apparition de la striction en traction monotone comme une valeur limite pour arrêter l'essai de fatigue. On peut également citer des critères en nombre de cycles correspondant à la chute de 50 % de la raideur (module dynamique) par rapport à une raideur considérée comme étant la raideur initiale Ed_0, ou dans le cas d'essais pilotés en déformation, un nombre de cycles correspondant à une chute de charge de 10 %, 20%... Nous n'avons pas testé toutes ces définitions mais nous avons également considéré la fin de la phase stationnaire comme un critère de fin de vie (N_f). Il affecte surtout les essais à courte durée de vie comme est illustrée dans la ***Figure III.18*** et il n'apparaît pas déterminant pour une analyse de durée de vie d'endurance : le critère de fatigue proposé garde sa pertinence en choisissant N_f comme le critère en fin de vie.

La limite majeure posée par notre cadre de travail concerne l'influence de la géométrie de l'éprouvette sur l'apparition du flambement. L'ensemble de l'étude a été mené sur une longueur d'éprouvette unique. Le critère ainsi formulé est encourageant mais des essais sur d'autres géométries d'éprouvette devraient être réalisés pour voir comment est affecté l'apparition du mécanisme adoucissant – et de ce fait la valeur de N_i – et voir si le critère proposé reste valide. Notons que ce phénomène n'a pas davantage été regardé dans les études pré-citées pour lesquelles la fin de vie intervient par flambement.

III.4.2 Mécanismes de ruine et composantes du critère de fatigue

Une conclusion importante de la formulation de ce critère de fatigue est qu'à un rapport de charge donné, la contrainte équivalente maximale de von Mises permet de décrire le comportement en fatigue multiaxiale.
Le comportement monotone de polymères est habituellement examiné à partir d'essais contrôlés en déplacement. Pour comparer ici à la réponse en fatigue à des chargements pilotés en force, la ***Figure III.29*** présente des essais monotones contrôlés en charge. Les essais de traction, compression et de torsion sont représentés avec la contrainte équivalente de von Mises en ordonnée et la déformation équivalente de von Mises en abscisse. La vitesse nominale de contrainte équivalente de von Mises appliquée (97.6 $MPa.s^{-1}$) appartient à la gamme impliquée dans les essais de fatigue triangulaires; il correspond à la vitesse constante de contrainte appliquée pendant l'essai de fatigue en traction à R = 0, 2 Hz et une contrainte maximale de 24.4 MPa présenté précédemment dans la ***Figure III.7*** et la ***Figure III.17***.
Du fait du pilotage en charge, la contrainte maximale correspond au début d'instabilité macroscopique, le comportement de la phase d'adoucissement ne pouvant être capté.

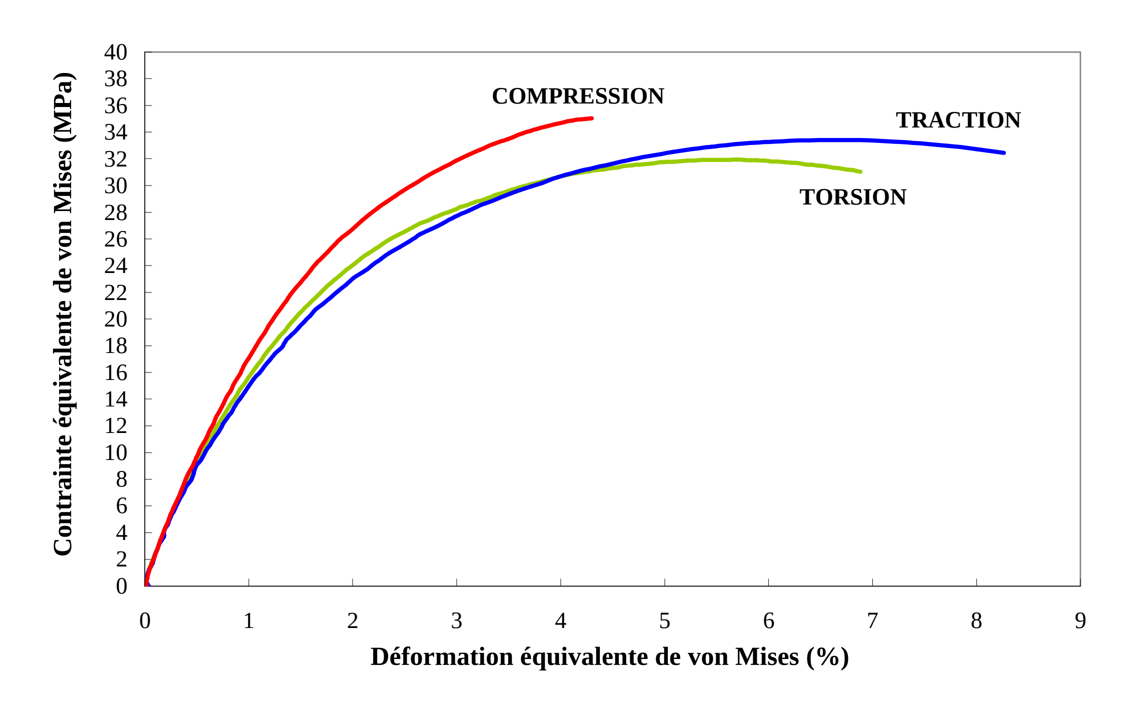


***Figure III.29* - Influence du mode de chargement sur le comportement monotone de PEHD à une vitesse constante nominale de contrainte équivalente de von Mises de 97.6 $MPa.s^{-1}$**

La ***Figure III.29*** permet de situer les niveaux de contraintes maximales appliqués pendant les essais de fatigue, dans le domaine concerné par notre étude (10^3 à 10^5 cycles). Ces contraintes s'étendent de 60 % à 67 % du maximum de la contrainte équivalente de von Mises enregistré en compression monotone, entre 64 % à 70 % pour la traction et entre 67 % à 74 % pour la torsion. Par ailleurs, il semble que la limite d'endurance (résistance à la fatigue) corresponde à 65 % du maximum de la contrainte équivalente de von Mises enregistré en monotone quel que soit le trajet.
Cette Figure montre surtout que cette contrainte équivalente n'est pas adaptée pour décrire le comportement en monotone pour l'ensemble des modes de chargement. La différence entre traction et torsion est faible mais ces deux modes de chargement diffèrent significativement

du cas de la compression. Si la contrainte équivalente de von Mises à l'apparition de l'instabilité ne semble pas très dépendante du mode de chargement (35 MPa, 33.4 MPa et 31 MPa pour compression, tension et torsion respectivement), le niveau de déformation en revanche est différent. La ***Figure III.17*** montre que le niveau de déformation atteint à N_i en traction à R = 0 est supérieur à celui de la torsion à R = 0 : cependant, il n'est pas facile d'établir une corrélation directe avec la déformation maximale de von Mises car les modes d'instabilité sont différents (flambage en compression et torsion, striction en traction).
Cela étant, cette différence n'est pas si choquante puisque les sollicitations cycliques sont susceptibles d'activer des mécanismes de plasticité et/ou d'endommagement propres dont le cumul mène à la ruine de la structure sur des modes potentiellement différents de ceux observés en chargement monotone. De la même façon qu'observé précédemment pour des élastomères en fatigue sous torsion [Saintier et al. 2006] aussi bien que pour la propagation de fissures en fatigue dans des thermoplastiques [Crawford et al. 1974], Dans ces systèmes, les auteurs indiquent qu'un micro-flambement des microfibrilles en pointe de fissure pendant l'étape de compression explique la propagation plus rapide de fissures pendant les chargements "alternés" qu'en chargements "répétés". Une différence analogue dans notre cas pourrait donc traduire l'activation de mécanismes de plasticité. L'expression finale du critère de fatigue proposé combine les valeurs moyennes et maximales du second invariant de la partie déviatorique du tenseur des contraintes appliqué, suggérant que les mécanismes de plasticité ou d'endommagement activés de façon spécifique par le chargement cyclique dépendent principalement de la partie cisaillement.

La contrainte équivalente maximale de von Mises seule, est incapable de rendre compte de l'effet du rapport de charge R. Une autre composante de contrainte moyenne en plus, est nécessaire pour cela. Plusieurs mécanismes sont susceptibles d'être à l'origine de cette dépendance à la contrainte moyenne : des processus de création de cavités par exemple, connus pour affecter le PEHD à l'approche du seuil de plasticité en sollicitation monotone, mais aussi des mécanismes viscoélastiques classiques favorisés par l'application d'une contrainte hydrostatique positive qui accroît la mobilité moléculaire.
Pour décrire l'effet de la contrainte moyenne, on propose empiriquement dans ce critère purement phénoménologique un terme basé sur la valeur moyenne de la contrainte équivalente de von Mises et un paramètre supplémentaire α. La démarche ne permet pas de discriminer ces deux familles de micro-mécanismes, et de donner un sens physique à α. Des études plus détaillées des micro-mécanismes devraient être exécutées pour différents matériaux afin de mettre en évidence la relation entre α et la composante de fluage. Pour l'instant, une simple dépendance linéaire à $J_{2,moy}$ est proposée, et elle devrait être validée par plusieurs essais à différents rapports de charge.

Cependant, on ne s'attend pas à ce que la présente approche soit appropriée pour des contraintes maximales appliquées très élevées, en raison de l'activation probable de micro-mécanismes dépendant de la pression comme la cavitation dans des chargements plus sévères (c'est-à-dire pour des rapports de charge plus élevés, des contraintes moyennes et des contraintes maximales plus élevées). A titre exploratoire, seulement un rapport de charge à R = 0.66 à été testé, ici sur un chargement en traction (***Figure III.30***). Il apparaît clairement que le critère proposé n'est pas adapté. La prise en compte de forts rapports de charge n'a pas été entreprise ici sur la base d'un aussi faible nombre d'essais : elle constitue une perspective de ce travail.

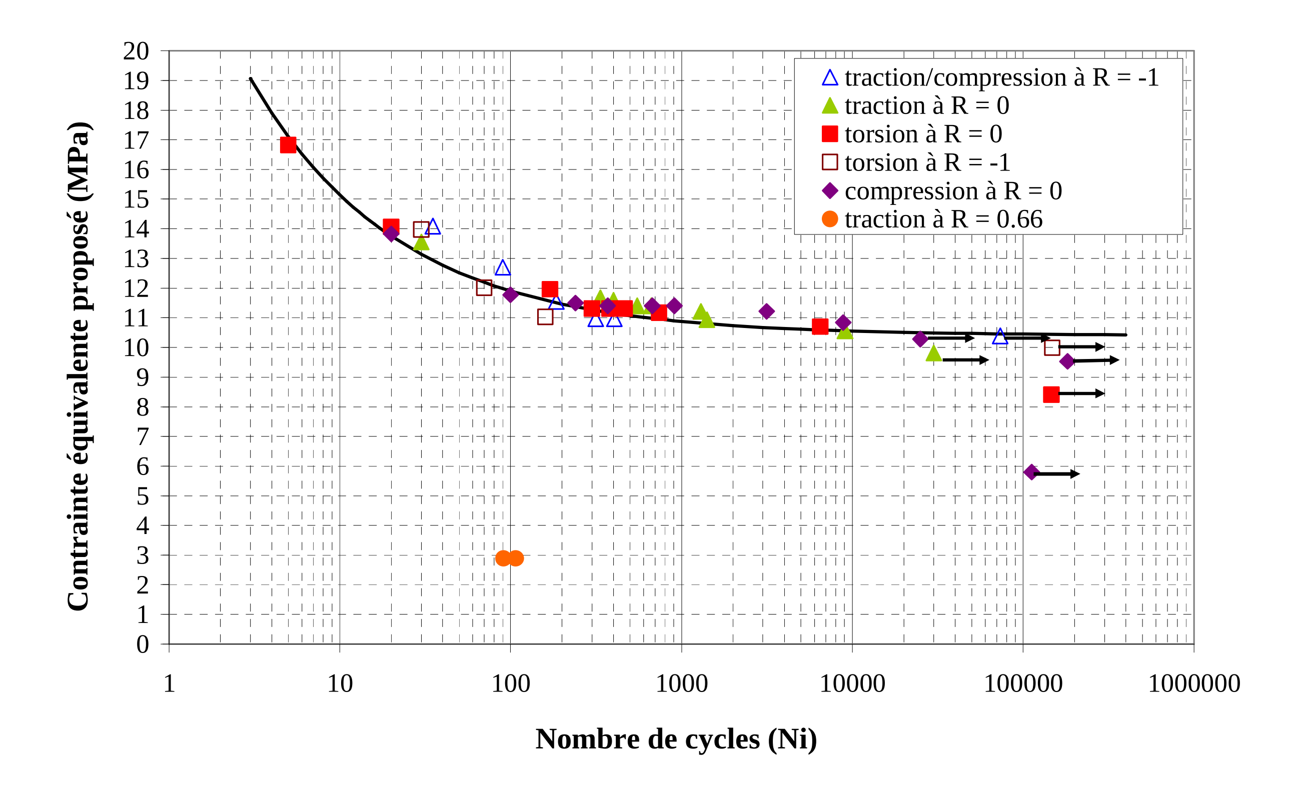


Figure III.30 **- Diagramme d'endurance en contrainte équivalente proposé**

Pour une première tentative afin décrire l'effet de la forte contrainte moyenne donc prenant en compte les forts rapports de charge, on propose empiriquement un critère purement phénoménologique. Il est très voisin de dernier critère proposé, en remplaçant le paramètre α qui est une constante du matériau par (R-1) qui devient une fonction du chargement appliqué. Ceci mène à l'expression suivante :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{J_{2,\max} + (R-1)J_{2,moy}} \leq \beta + \frac{A}{N_i^c} \qquad \textit{Équation III.10}$$

où β, A et c sont des paramètres et R est le rapport de charge. Le terme qui apparaît à la droite de notre critère est toujours l'équation choisie pour interpoler la courbe S-N. La ***Figure III.31*** regroupe les résultats pour les six séries d'essais et la courbe interpolée.

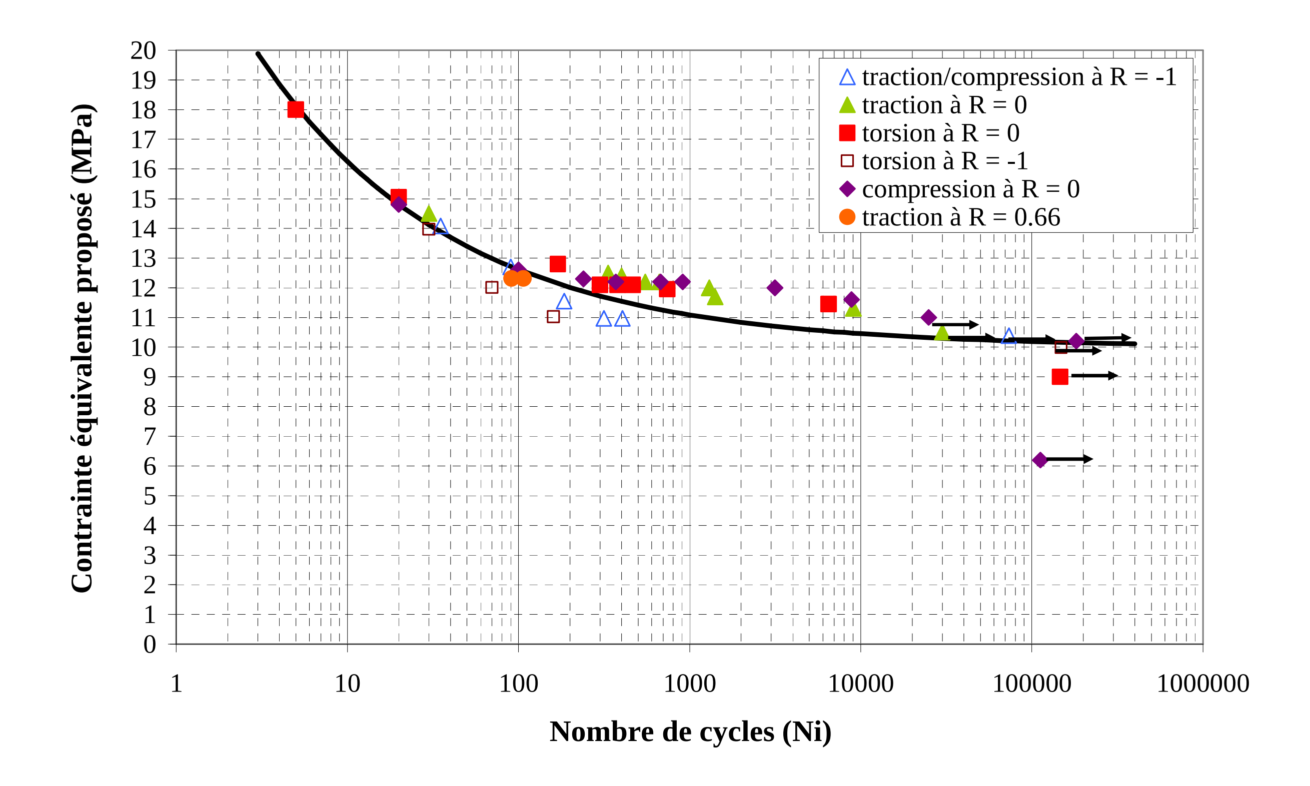


Figure III.31 **- Diagramme d'endurance avec la nouvelle contrainte équivalente proposé**

En utilisant cette contrainte, il apparaît une meilleure corrélation entre les essais alternés, les essais répétés et les deux essais à forts rapports de charge que celle obtenue par la contrainte équivalente proposé. Cette nouvelle définition de la contrainte équivalente permet la prise en compte de la totalité des essais dans une courbe unique d'endurance mais il reste à la valider avec d'autres rapports de charge car cette formulation n'a aucune base physique ou mécanique.

Une seule courbe SN est suffisante pour identifier les paramètres du critère :

- β est identifié grâce à la limite d'endurance en traction à R = -1 pour lequel J_{2moy} est nul (le paramètre β correspond à la limite d'endurance estimée à un nombre de cycles donné de 10^5 cycles)
- A et c sont extraits de la courbe interpolée de l'essai de traction à R = -1.

III.4.3 Mécanismes et sensibilité aux défauts

L'application de forts rapports de charge est susceptible d'activer des mécanismes d'endommagement de type cavitation. Une autre façon d'évaluer ce phénomène est de s'intéresser à l'influence d'une entaille qui augmente la triaxialité et génère un gradient de contraintes. Dans cet esprit, nous avons réalisé quelques essais de fatigue sur des tubes entaillés (avec des trous de plusieurs diamètres 1, 2 et 3 mm).
Nous avons utilisé des conditions expérimentales envisagées pour notre étude : des essais de traction et torsion à R = -1 sous air ambiant sans l'utilisation ni de l'enceinte et ni de la circulation d'air à l'intérieur du tube, éprouvette de fatigue « tube » identique à celle présentée au chapitre II, la fréquence de la sollicitation est prise égale à 1Hz, et un signal triangulaire.

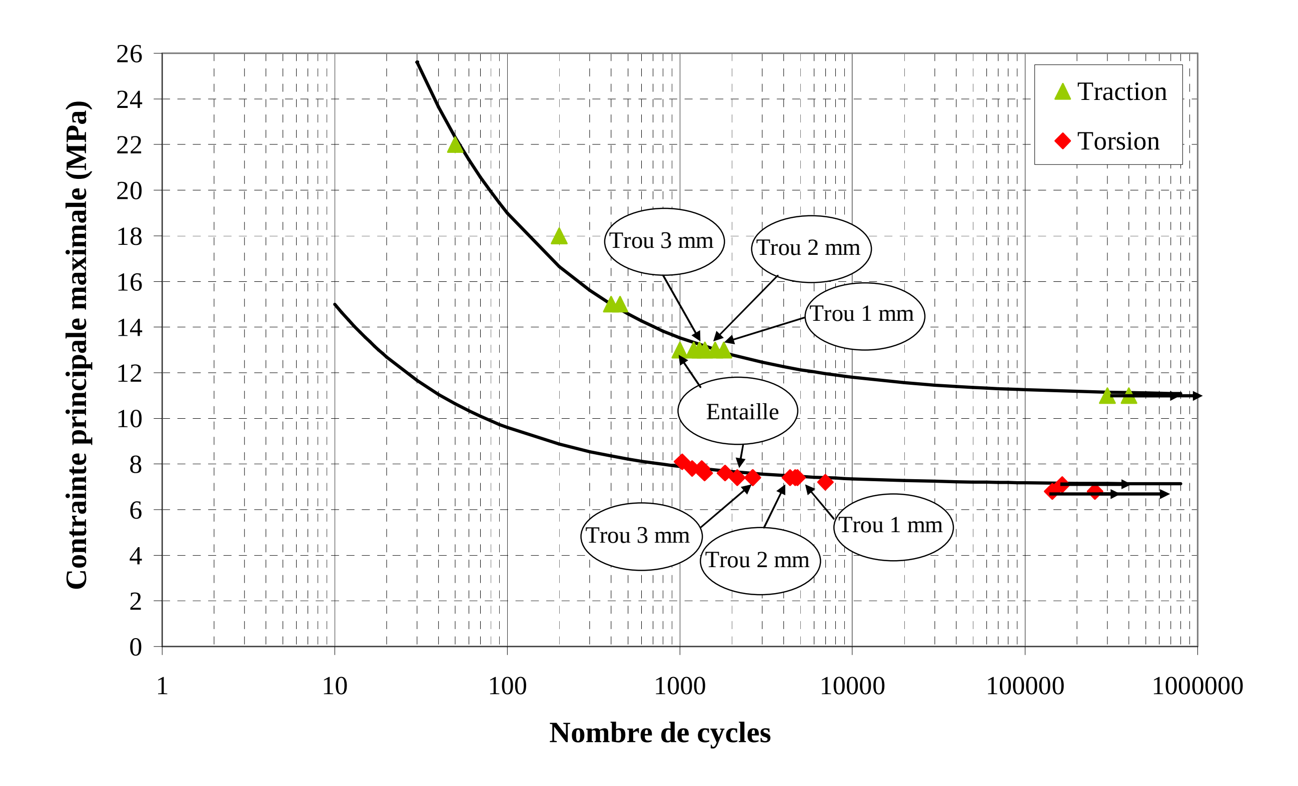


Figure III.32 **- Diagramme d'endurance en contrainte principale maximale pour des essais de traction et torsion à R = -1 sous air ambiant sans l'utilisation de la circulation d'air à l'intérieur du tube. Influence des défauts sur la durée de vie.**

Les tubes ont étés rompus selon le même mode d'instabilité que les tubes non entaillées, et ce indépendamment de l'emplacement du défaut. Un test a aussi été réalisé sur plusieurs défauts espacés de quelques millimètres et le résultat est le même : le mode de ruine est le même que pour le matériau 'vierge'.

Ces essais ont montré que la tenue en fatigue de notre matériau n'est pas sensible aux défauts puisque on retrouve les mêmes durées de vie soit avec ou sans défauts Cela illustre que, même en présence de fortes concentrations de contraintes, il est difficile d'initier des cavités et de faire propager une fissure dans ce matériau. On peut expliquer cette propriété par l'architecture macromoléculaire du matériau, développé pour le transport de gaz. Cette architecture est en effet optimisée pour retarder l'initiation et la propagation lente de fissures en fluage à très longue durée.

III.4.4 Confrontation à d'autres thermoplastiques semi-cristallins

Pour le PEHD de l'étude, on a proposé un critère de fatigue combinant les deux valeurs moyennes et maximales du deuxième invariant de la partie déviatorique du tenseur des contraintes appliqué. Cette expression est différente d'autres expressions présentant l'amplitude de la contrainte maximale appliquée comme une grandeur appropriée pour prévoir la durée de vie en fatigue uniaxiale du polypropylène avec divers rapports de charge positif [Kultural et al. 2007]. Ici, la comparaison entre des essais de fatigue à R = 0 et R = -1 montre que cette grandeur n'est pas appropriée pour capturer l'effet du rapport de charge. D'autres travaux ont été aussi développés pour la prédiction de durée de vie en fatigue dans les thermoplastiques, basés sur une déformation plastique cumulée critique évaluée en

chargement monotone [Janssen et al. 2008]. Néanmoins, les essais de recouvrances exécutés après différents nombres de cycles ont démontré une contribution majeure de la visco-élasticité jusqu'aux dernières étapes d'essai de fatigue. Ceci ne remet pas nécessairement en cause la définition du critère mais oblige à un calcul de la déformation plastique par un modèle qui ne soit pas purement élasto-plastique.

Nous avons essayé de confronter notre critère à un autre polymère semi-cristallin : un polypropylène. Ce travail a été réalisé dans le cadre de mon stage de fin d'études en collaboration avec Renault [Berrehili et al. 2010]. Pour construire le diagramme d'endurance présenté sur la ***Figure III.33***, nous avons utilisé les conditions expérimentales suivantes (précédemment présentées au chapitre II) : éprouvette de fatigue « tube », chargement d'amplitude constante, fréquence de sollicitation prise égale à 1 Hz, et une forme d'onde triangulaire.

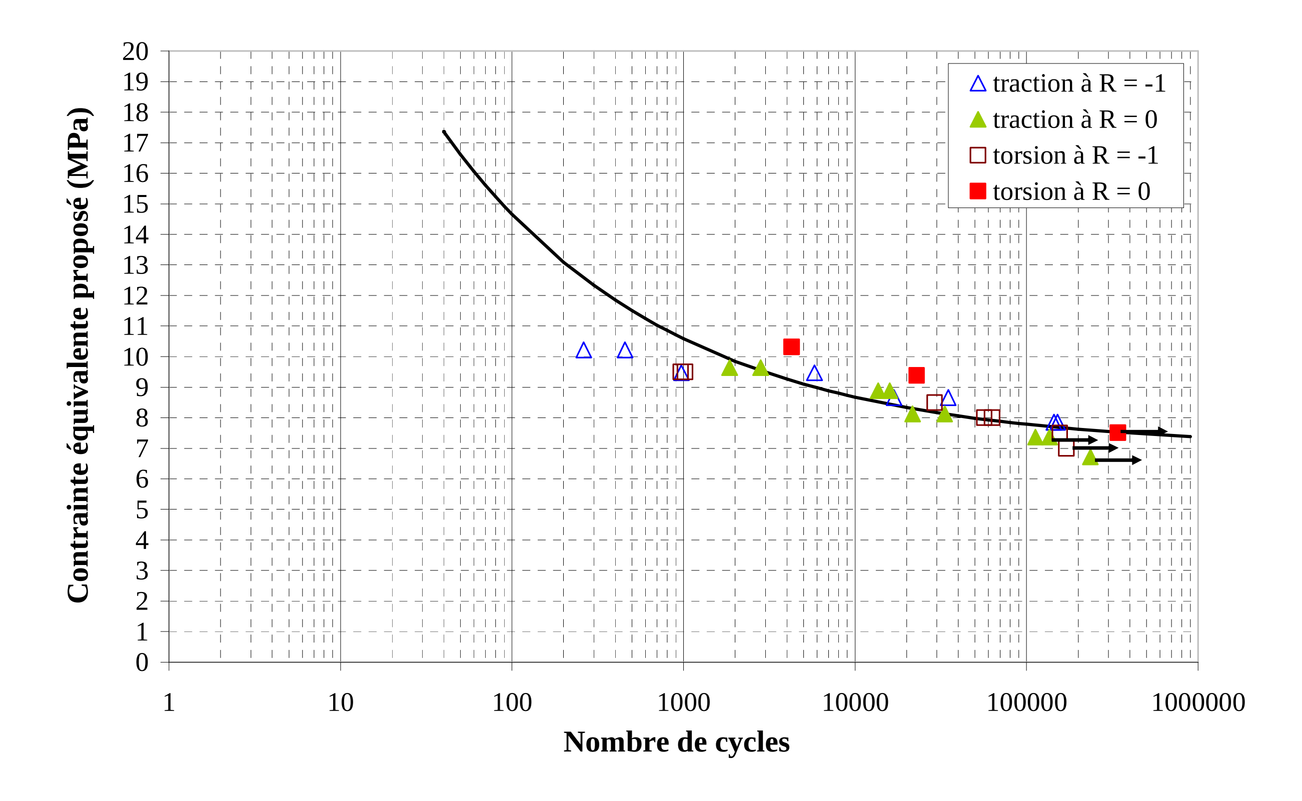


Figure III.33 **- Diagramme d'endurance obtenue pour un PP, tracé avec la contrainte équivalente proposée**

Il semble donc ici, sous réserve d'autres cas de chargements plus compliqués, que la contrainte équivalente proposée peut être un paramètre qui décrit aussi la durée de vie de ce type de matériau pour des durées de vie excédant 10^3 cycles. Les mécanismes de ruine sont similaires à ceux observés sur le PEHD. Ce résultat phénoménologique ne présume en rien de l'identité des mécanismes de ruine activés dans les deux matériaux mais cela permet de donner un caractère un peu plus général au critère proposé dans la mesure où, à notre connaissance, aucun autre résultat similaire n'a été publié dans la littérature scientifique à ce jour.

III.5 Eléments de réflexion sur la caractérisation de la tenue en fatigue des thermoplastiques

La construction du critère d'endurance présentée dans ce chapitre a été menée selon une démarche classique pour la caractérisation de la tenue en fatigue des métaux. Dans la dernière partie de ce chapitre, nous avons envisagé les choses dans un cadre moins restrictif, et nous nous sommes interrogés sur l'influence et l'opportunité de différentes approches pour caractériser la réponse en fatigue. Le cadre général reste néanmoins celui de chargements appliqués en charge, étant entendu que des sollicitations en déformations apporteraient des informations complémentaires, de la même façon que chargements en contrainte (fluage par exemple) ou en déformation (relaxation par exemple) sont complémentaires en chargement monotone. Enfin, cette partie se termine par une analyse critique de la démarche 'critère de fatigue' dans le cas des thermoplastiques.

III.5.1 Courbes S-N en vitesse de chargement

Les courbes S-N qui traduisent classiquement la tenue en fatigue sont obtenues à fréquence constante. Tant que l'amplitude de la contrainte appliquée reste identique, cette valeur de fréquence unique correspond à une vitesse de chargement identique. Dès lors que l'amplitude de chargement varie, la vitesse de chargement appliquée n'est plus la même d'un essai à l'autre de la courbe S-N. Pour un matériau métallique, cette nuance n'a que peu d'importante, mais pour un matériau visqueux comme le nôtre, il y a lieu de s'interroger sur la dépendance de la courbe S-N à ce choix.
Afin de mettre en évidence l'influence de la vitesse de chargement sur la durée de vie en fatigue du notre matériau, nous avons donc réalisé une série d'essais en traction à R = 0 avec les mêmes conditions expérimentales que celles décrites en chapitre II, mais cette fois ci au lieu d'imposer une fréquence d'essai de 2 Hz, nous avons imposé une vitesse de chargement de 97.6 MPa/s identique pour tous les niveaux de contraintes appliquées. Cette vitesse appartient à la gamme impliquée dans les essais de fatigue triangulaires : elle correspond à la vitesse constante de contrainte appliquée pendant l'essai de fatigue en traction à R = 0, une fréquence de sollicitation de 2 Hz et une contrainte maximale de 24.4 MPa présenté précédemment dans la ***Figure III.7*** et la ***Figure III.17***.
La comparaison entre la courbe S-N construite à partir d'une fréquence imposée et celle construite à partir d'une vitesse de chargement constante est présentée sur la ***Figure III.34***. Le point correspondant à une contrainte maximale appliquée de 24.4 MPa est commun aux 2 courbes : les conditions de sollicitation sont les mêmes. En dessous de ce point, la vitesse de chargement est constante pour les points de la courbe en vitesse (losanges rouges), alors qu'elle diminue avec le niveau de contraintes pour la courbe en fréquence (triangles verts).

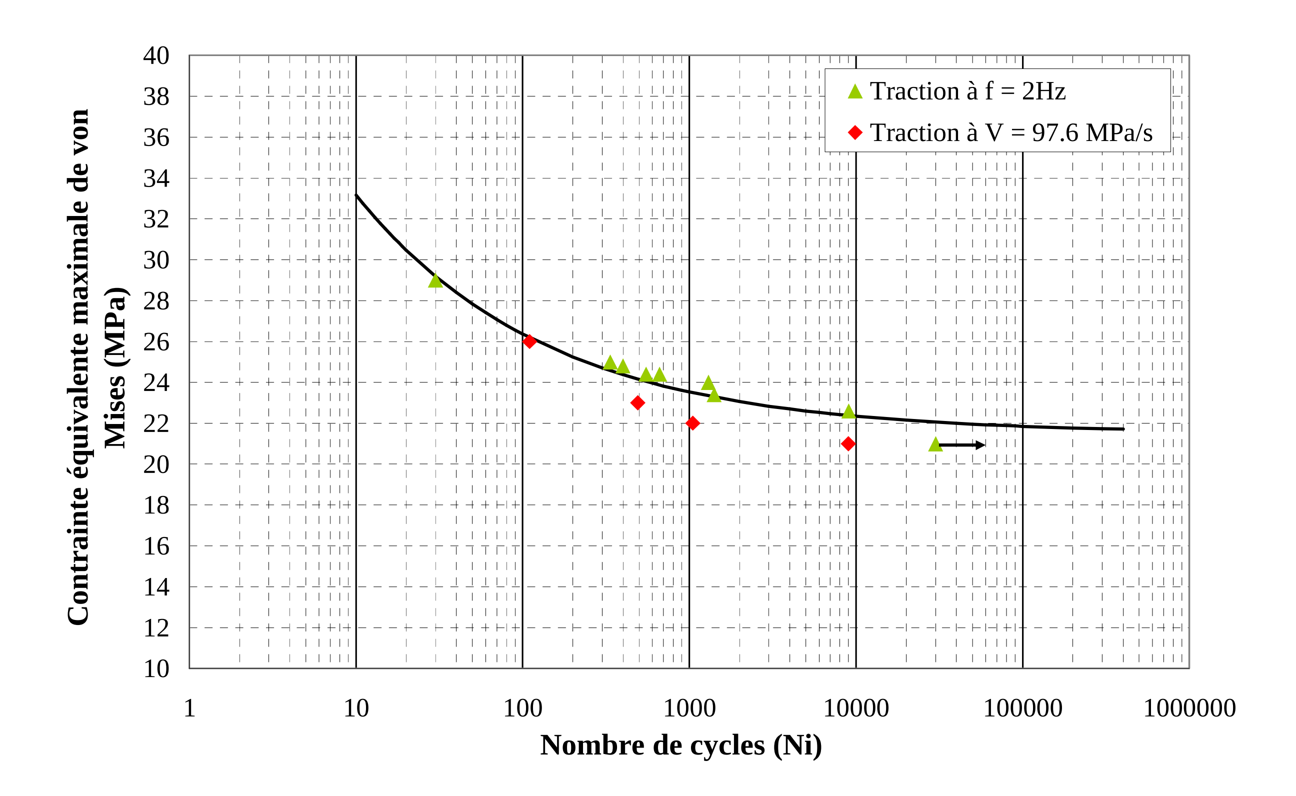


Figure III.34 **- Comparaison des durées de vie du PEHD sous sollicitation de traction à une fréquence constante ou à une vitesse de chargement constante**

On constate une différence de durée de vie entre les deux conditions étudiées pour les mêmes contraintes appliquées : la durée de vie du matériau diminue quand on impose une vitesse de chargement constante par rapport à une fréquence de sollicitation constante. Ceci est susceptible d’avoir des conséquences pour le dimensionnement.
Au même niveau de contrainte (par exemple à 22 MPa), l’essai à vitesse de chargement constante (losange rouge) a une fréquence plus élevée (2.22Hz) que l’essai à une fréquence constante (triangle vert à 2 Hz). Deux phénomènes peuvent accompagner la diminution de vitesse de la courbe en fréquence : une plus faible élévation de température et/ou une plus grande déformabilité. Cette dernière possibilité est contradictoire avec la plus grande durée de vie constatée pour la courbe en fréquence. Ceci étant, la conclusion tirée de ces conditions de sollicitation particulières ne peut pas être facilement généralisée : en effet, l’influence de l’auto-échauffement et du niveau de déformation sur N_i sont susceptibles de dépendre de la gamme de fréquence/vitesse considérée.

III.5.2 Influence de la fréquence de sollicitation

Sauf à considérer des variations importantes, le choix de la fréquence d’essais est d’importance faible pour la caractérisation en fatigue des matériaux métalliques. Ce choix est surtout motivé par la durée des essais lorsque l’on cherche à caractériser une limite d’endurance. Pour les polymères, ce paramètre est susceptible de fortement influencer la fréquence [Riddel et al. 1966, Crawford et al. 1974, Hartwig et al. 1991, Xiao 1999, Kultural et al. 2006, Janssen et al. 2008]. Nous nous sommes donc intéressés à la sensibilité à la fréquence de sollicitation de la durée de vie en fatigue de notre PEHD.
A la même contrainte maximale équivalente de von Mises (24.4 MPa), plusieurs fréquences de sollicitation sont imposées aux éprouvettes, sur un peu plus de deux décades en traction

(0.02 Hz, 0.2 Hz, 2 Hz et 10 Hz), et deux décades en torsion et en compression (0.02 Hz, 0.2 Hz et 2 Hz). Nous présentons sur la ***Figure III.35*** les résultats obtenus.

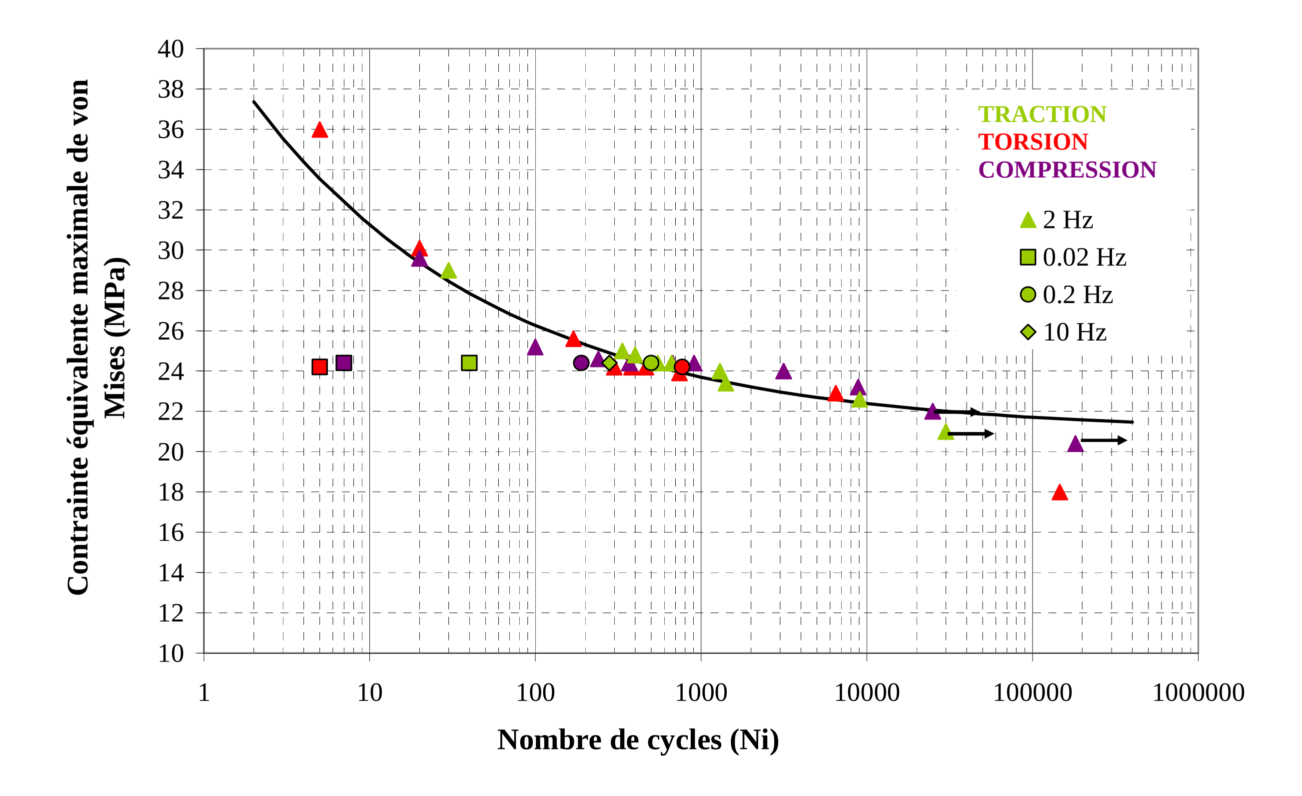


Figure III.35 **- Diagramme d'endurance en contrainte équivalente maximale de von Mises. Influence de la fréquence de sollicitation sur la durée de vie**

Quel que soit le trajet et sur cette gamme de fréquence étudiée, on remarque que l'influence de la fréquence n'est pas négligeable sur la durée de vie en fatigue. Cette influence sur les courtes durées de vie est exacerbée par le tracé en échelle logarithmique. Cette influence est également visible sur la ***Figure III.36*** qui présente le nombre de cycle au début de l'instabilité N_i en fonction de la fréquence imposée pour les essais de traction, torsion et compression avec la même contrainte équivalente maximale de von Mises de 24.4 MPa.

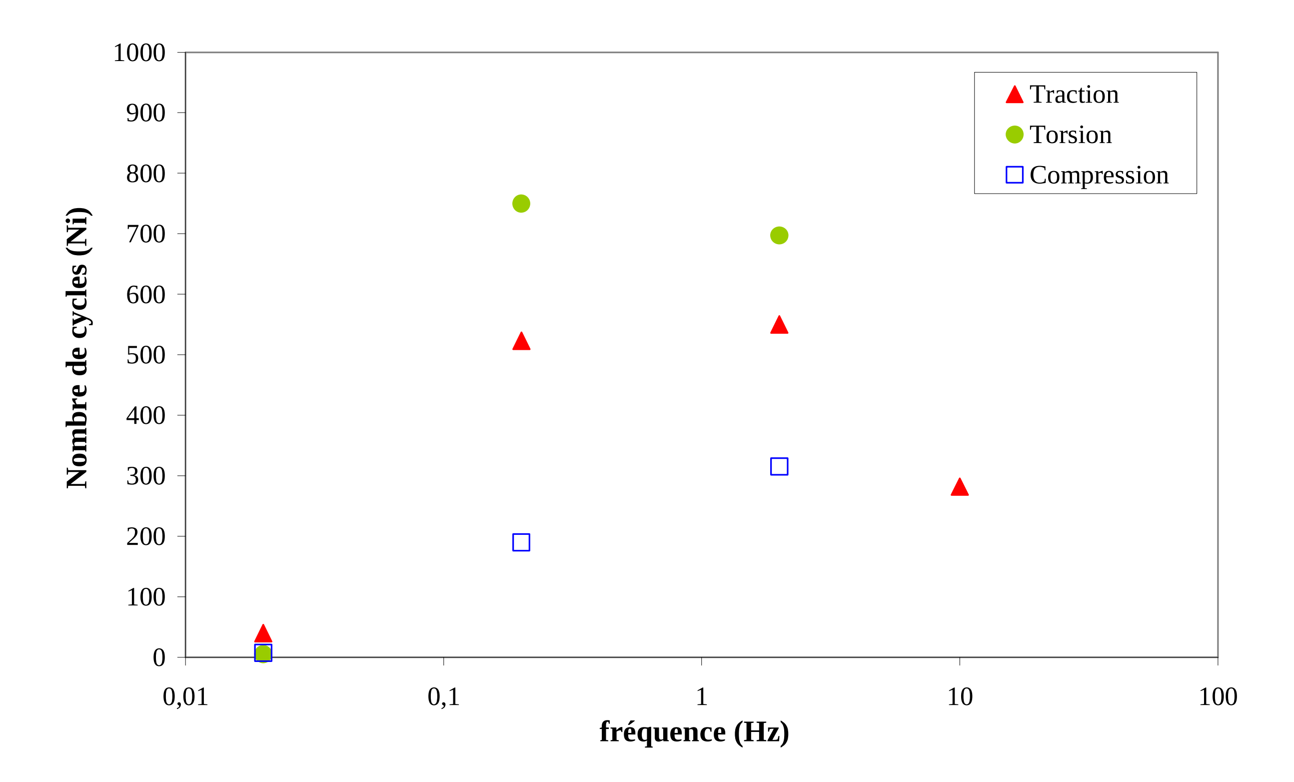


Figure III.36 **- Influence de la fréquence de sollicitation sur la durée de vie (N_i) pour des essais de traction, torsion et compression à R = 0 et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa**

On note que la durée de vie en fatigue ne varie presque pas entre 0.2 Hz et 2 Hz. Par contre, aux plus hautes ou plus basses fréquences, la durée de vie de l'éprouvette diminue fortement. L'origine de cette diminution de la durée de vie ne semble toutefois pas la même dans les deux situations. La ***Figure III.37*** représente, à une contrainte donnée, l'augmentation de la température de la surface intérieure des éprouvettes sollicitées en traction : l'échauffement est de 1°C à 0.2 Hz, alors qu'il est de 3°C à 10 Hz. Il est probable que l'échauffement à cœur de l'échantillon est encore plus élevé.

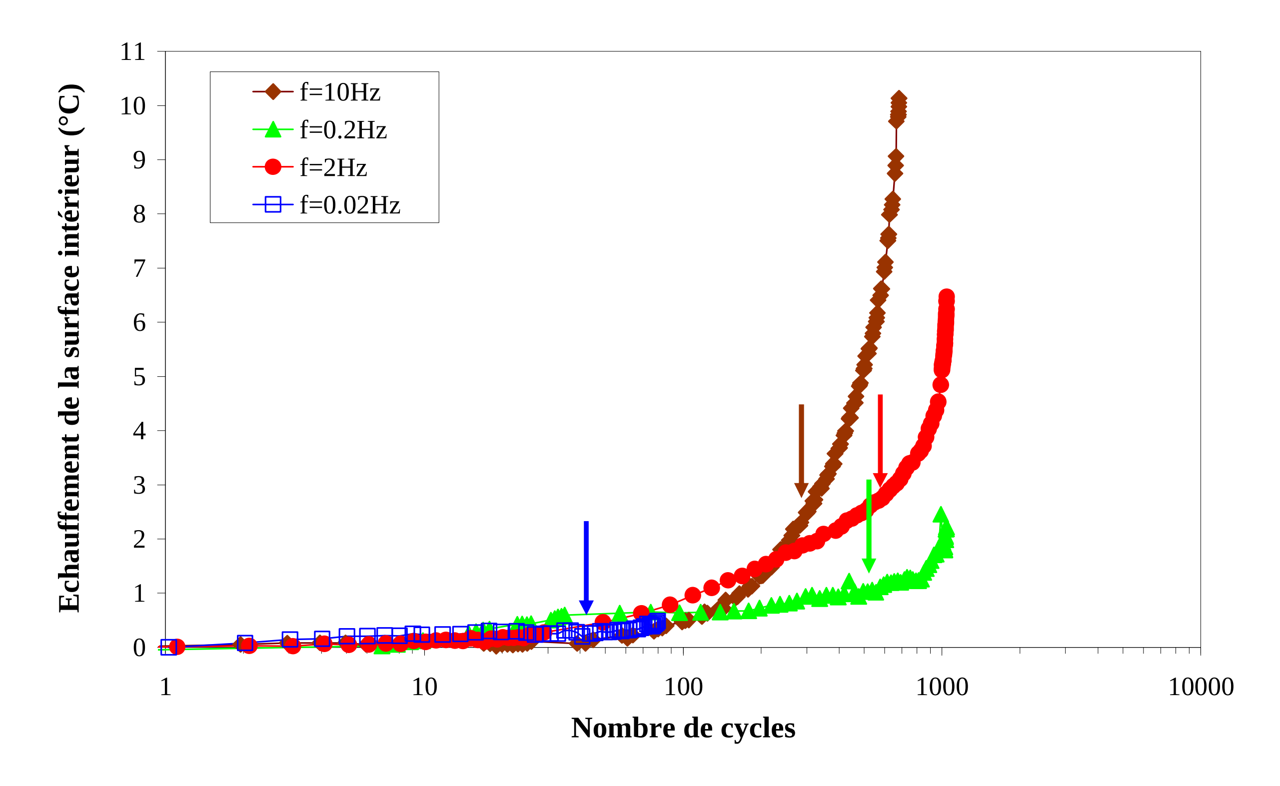


***Figure III.37* – Evolution de la température à la surface intérieure de l'éprouvette pour les essais en traction à R = 0, σ max = 24.4 MPa et différentes fréquences**

En revanche, la diminution de durée de vie de 0.2 Hz à 0.02 Hz semble impliquer davantage le niveau de déformation et la modification de rigidité apparente de la structure aux grandes déformations, comme illustré sur la ***Figure III.38*.**

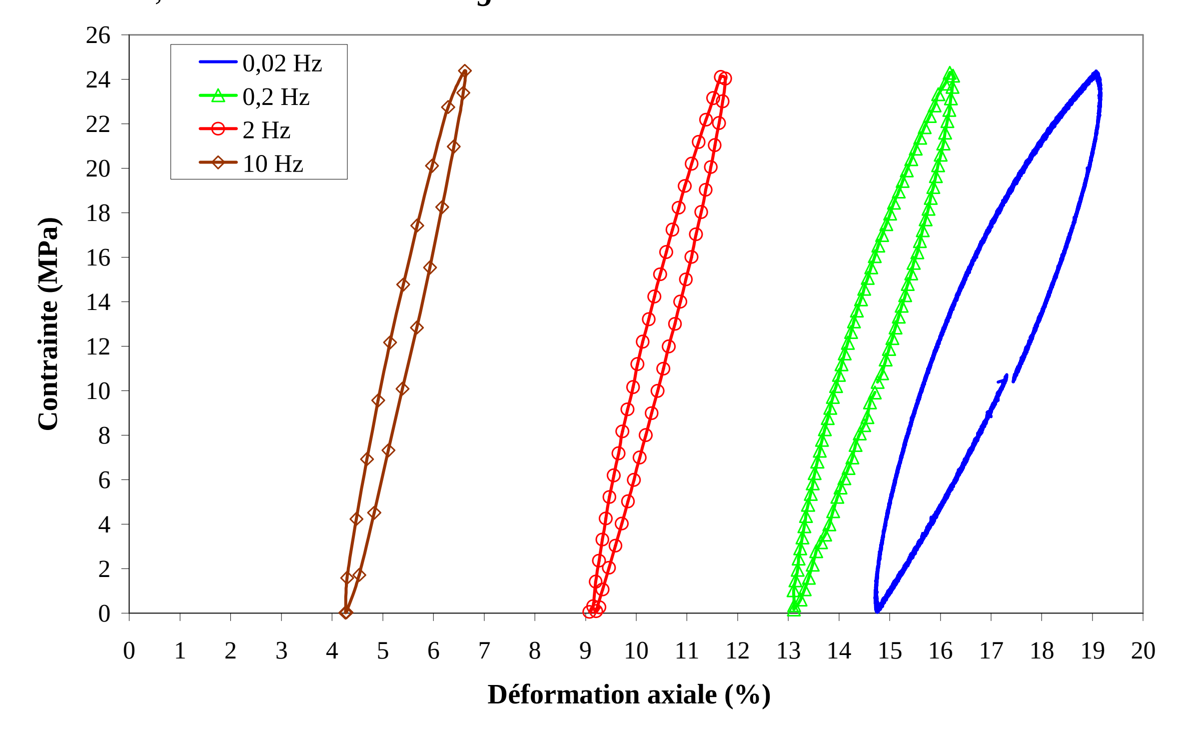


***Figure III.38* - Evolution des boucles d'hystérésis pour les essais en traction à R = 0, σ max = 24.4 MPa et différentes fréquences**

Ces résultats sont observés aussi sur la torsion et la compression à R = 0.

Tel que défini dans notre étude, la durée de vie en fatigue semble donc résulter de deux phénomènes : des effets d'auto-échauffements d'une part et des effets de grande déformabilité d'autre part. La comparaison des essais à 10 Hz et 2 Hz montre en effet que les premiers ne suffisent pas à expliquer l'apparition du mécanisme adoucissant puisque l'élévation de température est la même à N_i (***Figure III.37***) alors que le niveau de déformation est différent (***Figure III.38***).

Tous ces résultats sont aussi généralisables avec le critère de fin de vie (N_f) comme est illustrée sur la ***Figure III.39***.

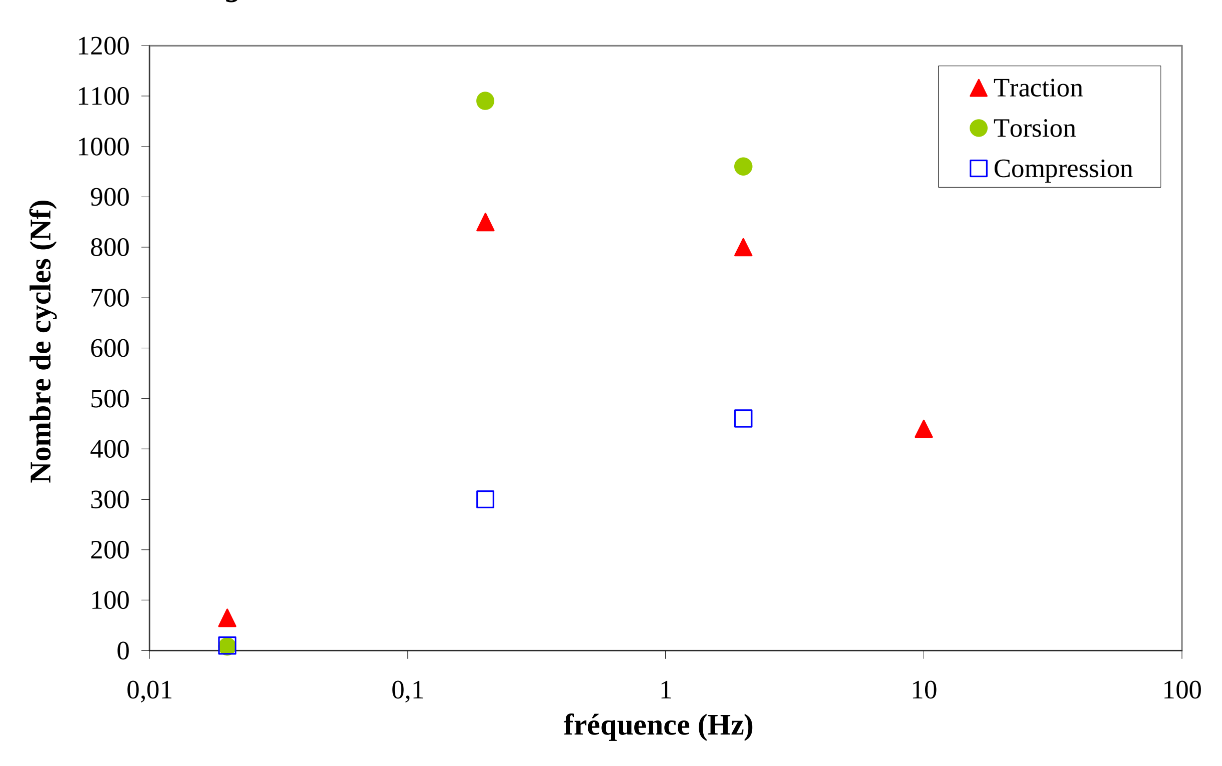


Figure III.39 **- Influence de la fréquence de sollicitation sur la durée de vie (N_f) pour des essais de traction, torsion et compression à R = 0 et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa**

III.5.3 Influence de l'environnement thermique

La rupture d'un solide sous sollicitation cyclique est le résultat d'une succession de phénomènes complexes : effet purement mécanique dû à la fatigue (endommagement indépendant du temps) auquel viennent se superposer les effets du temps tels que le fluage et les effets thermiques.
Pour illustrer et vérifier cette idée, la ***Figure III.40*** montre l'évolution de la durée de vie d'éprouvettes en PEHD, en fonction de la contrainte cyclique appliquée (courbe S-N). Cette figure présente les essais dits isothermes (la température est contrôlée grâce à l'enceinte définie au chapitre II) et des essais dits anisothermes (c'est-à-dire des essais sous air ambiant soit sans ou avec un refroidissement uniquement à l'intérieur du tube, et des essais avec convection forcée par l'extérieur ou l'intérieur du tube grâce à un pistolet pneumatique à grand débit d'air). Tous les essais sont réalisés à R = -1. En revanche, les essais dits isothermes sont réalisés à une fréquence de 1 Hz alors que les essais dits anisothermes sont à

une fréquence de 2 Hz, mais cette différence peut être considérée de second ordre si l'on considère la ***Figure III.36***.

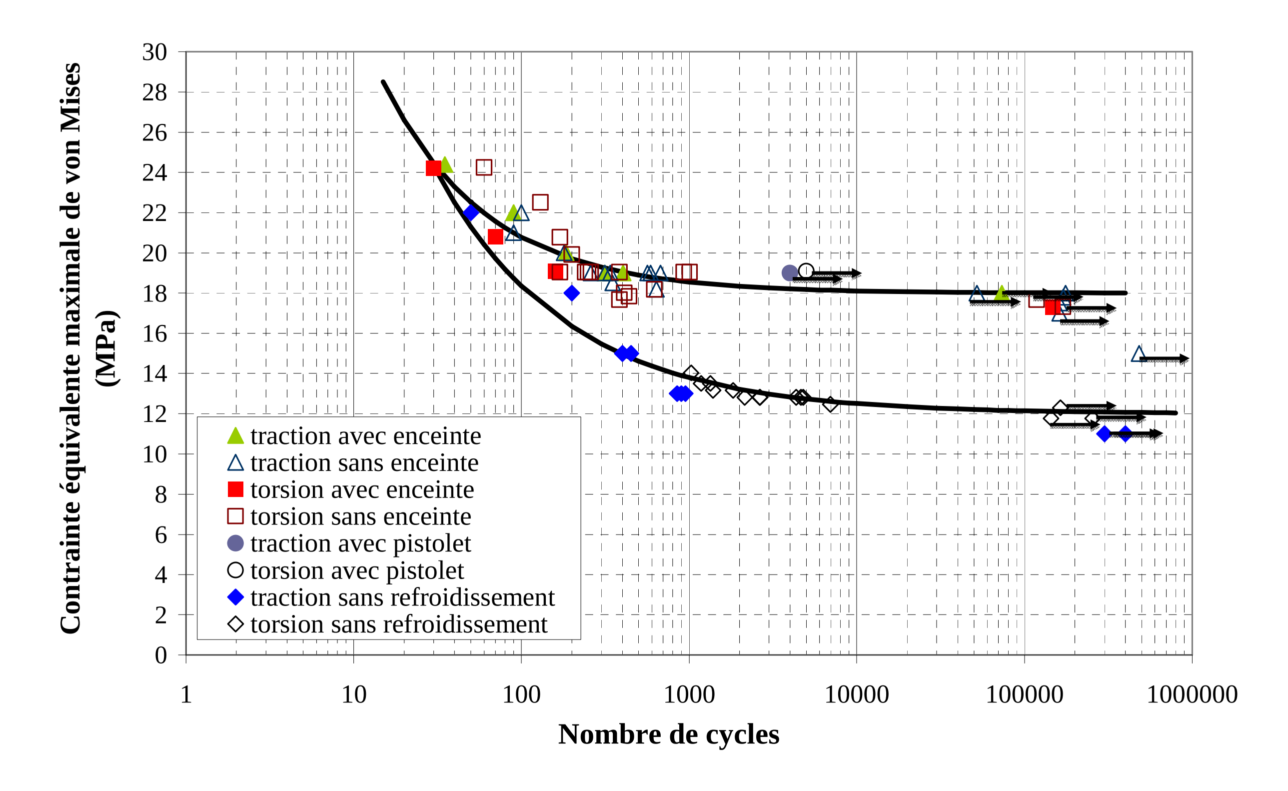


Figure III.40 **- Diagramme d'endurance en contrainte équivalente maximale de von Mises pour différentes conditions d'échanges thermiques avec l'extérieur (R = -1)**

Des comparaisons en termes de durée de vie sur le PEHD entre tous ces essais ont montré que à la même contrainte cyclique appliquée, les tubes refroidis continuellement par un pistolet (points à N voisin de 4000-5000 cycles sur la ***Figure III.40***) à grand débit d'air ont résistés mieux à la fatigue (et ils ne sont pas rompus). Un échange thermique ou un refroidissement moins fort conduit à une chute des caractéristiques de fatigue d'autant plus importante qu'un refroidissement plus fort. En effet, tant que le taux de transfert thermique à l'air environnant compense bien le taux de chaleur dissipée, un auto-échauffement stationnaire du matériau est maintenu arrivant jusqu'à que ce transfert n'arrive plus à compenser cette chaleur produite et contribue donc à l'apparition d'une instabilité et de la localisation qui lui succède.
Quelques essais de fatigue sans l'utilisation ni de l'enceinte et ni de la circulation d'air à l'intérieur du tube (la courbe d'en-dessous) ont montrés une chute très importantes des caractéristiques de fatigue de notre matériau est donc une réduction appréciable de sa durée de vie, notons donc l'importance de l'effet de l'environnement sur la durée de vie et le comportement en fatigue.

Notons enfin que le fait de trouver une courbe S-N presque identique pour les essais avec enceinte thermique (à 1 Hz) et sans (à 2 Hz), montre d'une part que le dispositif de circulation d'air à l'intérieur du tube utilisé n'était pas assez puissant pour bien dégager la chaleur dissipée par le matériau et ce que explique alors le gradient de température mesuré entre la surface intérieure et extérieure du tube ; et d'autre part ce résultat confirme les résultats du paragraphe précédente sur le fait de l'existence d'une gamme de fréquences de sollicitation dont la durée de vie reste presque identique.

Une conclusion pratique de la ***Figure III.40*** est que, compte tenu de l'allure de la courbe S-N, les conditions aux limites thermiques ne semblent pas de premier ordre pour la détermination de la limite d'endurance. Cette conclusion cesse évidement d'être vraie pour un dimensionnement à nombre de cycles fixé faible.

III.5.4 Méthodes accélérées de détermination de la limite de fatigue par auto-échauffement

En raison de la faible fréquence de 1 Hz ou 2 Hz, les essais décrits ci-dessus sont très longs.
Des essais supplémentaires basées sur une courbe d'auto-échauffement [Luong 1998] sont également effectués pour déterminer la limite d'endurance en utilisant une seule éprouvette chargé étape par étape. Cette méthode a l'avantage d'être exécuté dans un délai plus court par rapport à la traditionnelle courbe S-N. Cette méthode a été utilisée pour les matériaux métalliques, et donne des résultats intéressants [Doudard 2005]. Nous appliquons cette méthodologie à nos tubes PEHD pour déterminer les limites d'endurance pour les essais de traction et torsion à R = -1 et les comparer aux limites d'endurance estimées par la courbe traditionnelle S-N (***Figure III.41***). Selon cette méthode, le tube est chargé à une amplitude de contrainte donnée (inférieure à la limite d'endurance estimée) pour 400 cycles, et la température est enregistrée à la fin de cette étape de 400 cycles. La même éprouvette est à nouveau chargée à une amplitude de contrainte plus importante pour 400 cycles en plus avec une nouvelle mesure de la température à la fin de l'étape. Cette procédure est répétée jusqu'à la ruine de l'éprouvette. Le nombre de cycles imposé (400) à chaque étape est choisi arbitrairement. A priori une telle méthode nécessite un nombre de cycles permettant de stabiliser la température, ce qui n'est pas notre cas. À la fin de l'essai, la ***Figure III.42*** (les différents niveaux de contrainte en fonction de l'échauffement superficiel moyen induit par chaque niveau de contrainte) peut être tracée et la limite d'endurance est censée être donnée par la variation de l'évolution de ΔT [Luong 1998]. Comme le montre la figure, ΔT reste à peu près stable avant une augmentation rapide, mais ce changement de comportement n'est pas si facile de déterminer à partir de la courbe.
Pour réaliser cet essai, nous avons utilisé des conditions expérimentales envisagées pour notre étude : essai de traction, éprouvette de fatigue « tube » identique à celle présentée au chapitre II, la fréquence de la sollicitation est prise égale à 1 Hz, un signal triangulaire, et des conditions thermiques sous air ambiant sans l'utilisation ni de l'enceinte et ni de la circulation d'air à l'intérieur du tube.

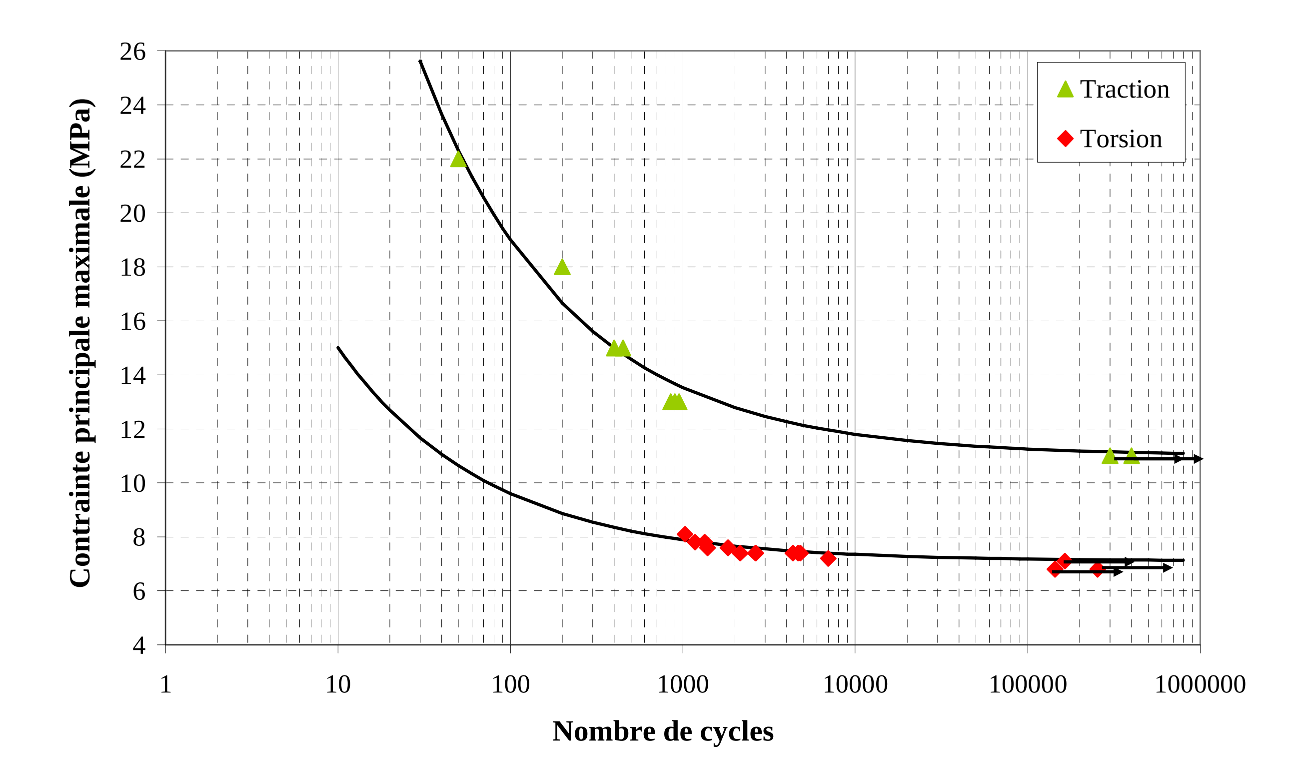


Figure III.41 - **Diagramme d'endurance en contrainte principale maximale pour des essais de traction et torsion à R = -1 sous air ambiant sans l'utilisation ni de l'enceinte et ni de la circulation d'air à l'intérieur du tube**

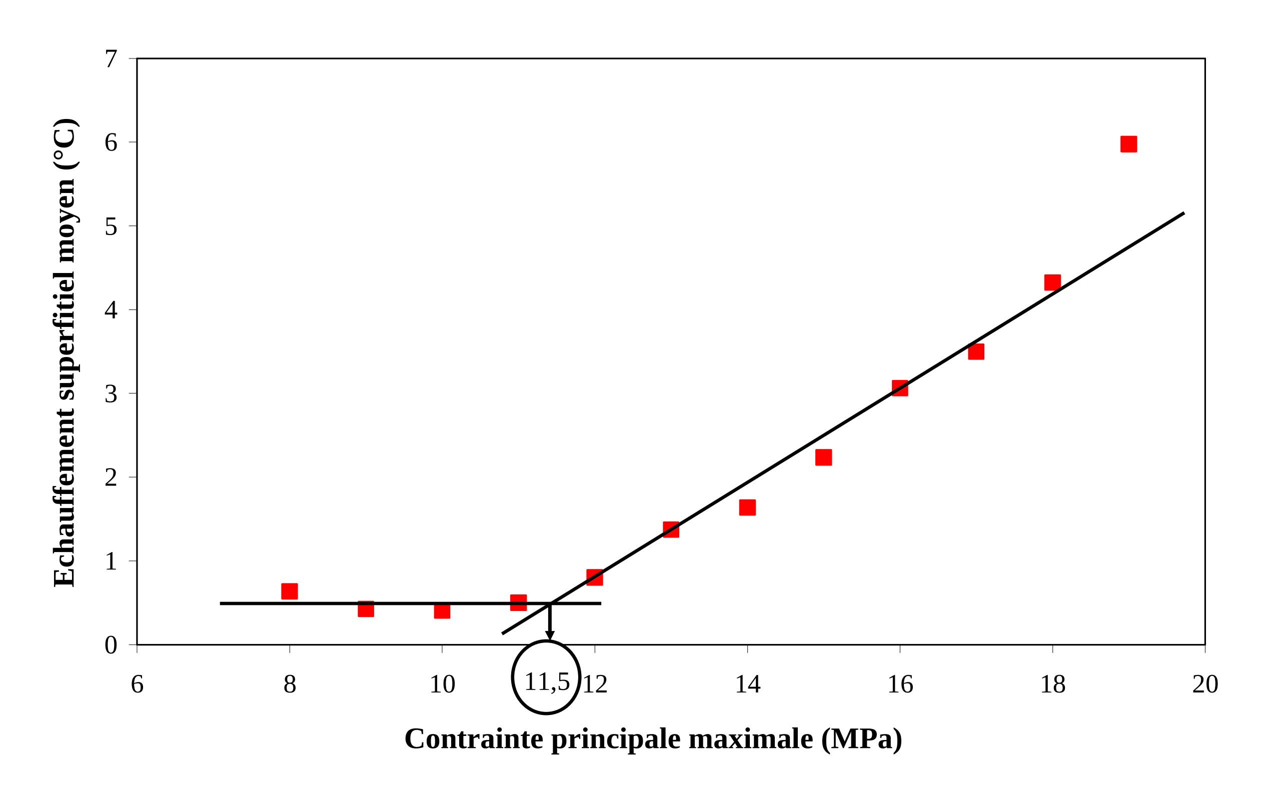


Figure III.42 **– Détermination de la limite d'endurance par la courbe d'auto-échauffement d'un essai de traction à R = -1**

Nous obtenons une limite d'endurance autour de **11.5** MPa. Cette valeur est cohérente avec la limite de fatigue obtenue par la courbe S-N (**11** MPa).

En appliquant la démarche décrite dans le paragraphe précédent pour un essai de torsion à R = -1, nous obtenons la courbe présentée dans la ***Figure III.43***.

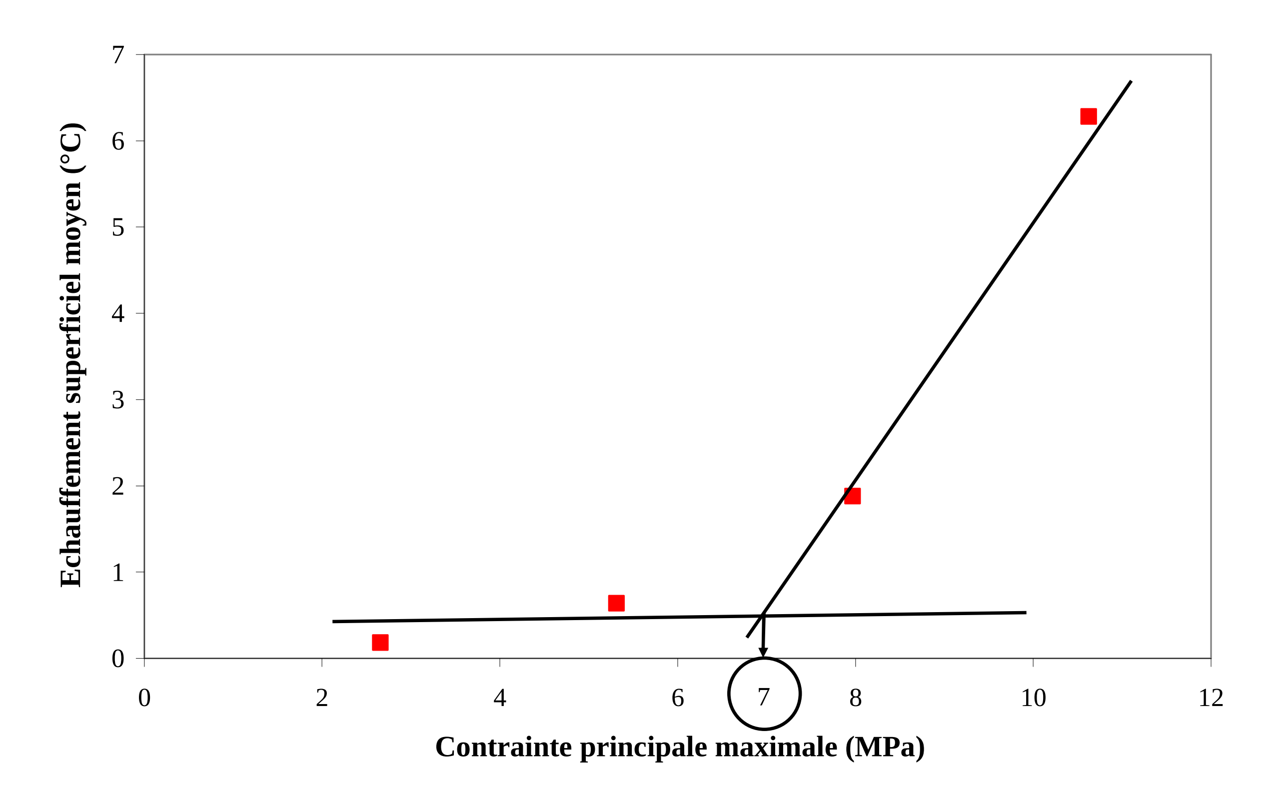


Figure III.43 **- Détermination de la limite d'endurance par la courbe d'auto-échauffement d'un essai de torsion à R = -1**

Nous obtenons une limite d'endurance autours de **7** MPa. Cette valeur est cohérente avec la courbe de SN (**7** MPa). La méthode S-N et la méthode d'auto-échauffement à R = -1 sont assez proches soit en torsion ou en traction.
La comparaison entre les courbes d'auto-échauffement et les courbes S-N montre que les points à 11 MPa (la contrainte appliquée au moment de l'augmentation brutale de l'échauffement) et 19 MPa (la dernière contrainte appliquée qui mènent à la ruine de l'éprouvette) en traction (***Figure III.42***), et les points à 5.5 MPa et 11 MPa en torsion (***Figure III.43***) correspondent bien aux limites inférieures et supérieures du domaine de fatigue (***Figure III.41***) dans des conditions thermiques et fréquence équivalentes.

Cette étude préliminaire sur la pertinence de la courbe d'auto-échauffement pour ce matériau doit être complétées et étendues à d'autres conditions de chargement. Il semble que cette méthode est intéressante pour une évaluation rapide de la limite d'endurance et de connaître aussi le domaine de sollicitation qui conduit à la fatigue d'endurance dans un tel matériau.
Néanmoins, les points suivants devraient être encore améliorés afin de valider la méthode d'auto-échauffement sur ce matériau :
- La mesure de la température (par thermocouple). La mesure par la caméra Infra-rouge IR pourrait être une bonne moyenne pour éviter des problèmes avec la mesure en surface.
- Le fait que la courbe d'auto-échauffement n'est pas toujours stabilisée après 400 cycles. Il peut être nécessaire d'augmenter cette durée.

- Cette méthode est souvent utilisée pour des métaux (même si ce n'est pas approprié pour tous les métaux). La question est : ‘est ce que cette méthode a un sens pour des polymères soumis à d'autres mécanismes dissipative ?’ Et ‘est-ce qu'il est approprié de traiter cette courbe d'une telle façon ?’

III.5.5 Validité de la démarche ‘critère de fatigue’ dans les polymères

L’ensemble de ce travail a été mené dans le but de proposer une méthodologie applicable pour le dimensionnement de composants industriels. Ceci demande l’analyse de différents trajets de chargements et rapports de charge pour tenter d’aborder, de façon simplifiée, le chargement rencontré sur pièce. Ce chapitre apporte les premiers éléments de réponse à la formulation d’un critère de fatigue et les paragraphes que nous venons de lire permettent de discuter de l’ensemble des paramètres qui vont influencer le résultat obtenu. Nous avons ainsi un premier aperçu des limites de notre critère.

Dans cette dernière partie, nous allons analyser notre critère d’un point de vue de la méthodologie générale et non plus de l’influence de tel ou tel paramètre physique. La ***Figure III.44*** présente la démarche globale employée, cette démarche est semblable à toutes les démarches type critère de fatigue [Dang Van 1973, Crossland 1956, Papadopoulos 1997, Vu 2009].

La démarche employée dans le cadre de cette thèse (***Figure III.44***) est applicable à une structure quelconque. Nous allons à présent détailler chaque étape afin d’en évaluer les limites et le domaine d’application aussi bien dans notre cas que dans le cas général.

1) La première étape consiste à définir la géométrie de la pièce, le chargement appliqué et donner les conditions aux limites. Dans le cas d’une pièce complexe, cette étape nécessite un calcul par éléments finis. Dans le cas de notre étude sur éprouvette, nous allons faire l’hypothèse que les champs mécaniques sont homogènes dans la section utile de l’éprouvette.

2) La deuxième étape consiste à identifier une loi de comportement du matériau afin de calculer les contraintes locales en réponse au chargement appliqué. Dans notre cas, le calcul des contraintes locales est effectué comme expliqué au Chapitre II par une relation analytique qui relie la contrainte à la force appliquée par le biais des paramètres géométriques uniquement. Ceci est possible dans la mesure où les essais sont conduits en force imposée. Dans le cas d’autres types d’essais (déplacement ou déformation imposée) il est nécessaire d’utiliser la démarche générale qui passe par l’utilisation de la loi de comportement. Par ailleurs, dans notre cas d’essais en contrôle de force, la force ne varie pas au cours de l’essai, nous feront l’hypothèse que la contrainte non plus. Il est donc possible de réaliser le calcul des contraintes sur un cycle.

3) Cette étape consiste à faire l’acquisition de l’évolution des contraintes locales sur tout le cycle de chargement. Ceci permet ensuite de rechercher le maximum, le minimum et la moyenne de ces contraintes selon les grandeurs nécessaires au critère de fatigue. Dans notre cas ce calcul est effectué en un seul point car l’état de contrainte a été supposé homogène dans la section utile de l’éprouvette. Dans le cas d’une application sur pièce complexe, ce calcul est à réaliser en chaque point de la structure.

4) Le calcul de la contrainte équivalente du critère utilise les contraintes déterminées à l'étape 3 mais demande aussi l'identification d'un paramètres matériau décrivant l'effet de contrainte moyenne. Ce paramètre est identifié à partir d'une limite de fatigue en traction à R = 0.

5) Le calcul du nombre de cycles est réalisé en utilisant la contrainte équivalente et 3 autres paramètres matériaux identifiés sur une courbe S-N en traction à R = -1.

6) La donnée de sortie du critère est une durée de vie en fatigue. Cette durée de vie est estimée en nombre de cycles et comporte la même signification physique que la durée de vie identifiée sur éprouvette pour obtenir les paramètres matériaux de l'étape 5.

La démarche présentée ici comporte des hypothèses qui limitent le cadre d'application. En particulier l'hypothèse la plus forte est celle qui consiste à réaliser toute la démarche d'identification et de validation à partir d'essais en force imposée. Les hypothèses effectuées sur le calcul des contraintes locales sur un cycle à partir de relations analytique indépendantes de la loi de comportement ne sont valables qu'avec des essais menés (identification et validation) en force imposée et en utilisant un critère en contrainte. En conclusion, la démarche proposée est actuellement limitée au cas d'essais en force imposée.

On peut envisager d'étendre cette démarche à un cas général mais ceci demande l'étude des points suivants :

- identification d'une loi de comportement à même de prendre en compte les effets cycliques dans la mesure où il est préférable dans un cas général d'entrer dans un critère de fatigue avec un état mécanique stabilisé. Cet état n'étant cependant pas forcement facile à déterminer dans le cas de matériaux viscoélastiques. Si cet état mécanique stabilisé n'existe pas alors il convient d'extraire une approximation de ce cycle pour entrer dans le critère de fatigue.

- le critère de fatigue proposé est écrit en contrainte pour les raisons évoquées précédemment. Dans un cadre général où les essais de validation sont quelconques (force ou déplacement) il serait intéressant de tester un critère de type énergétique afin de rendre compte pleinement de l'état complexe contrainte – déformation de ces matériaux.

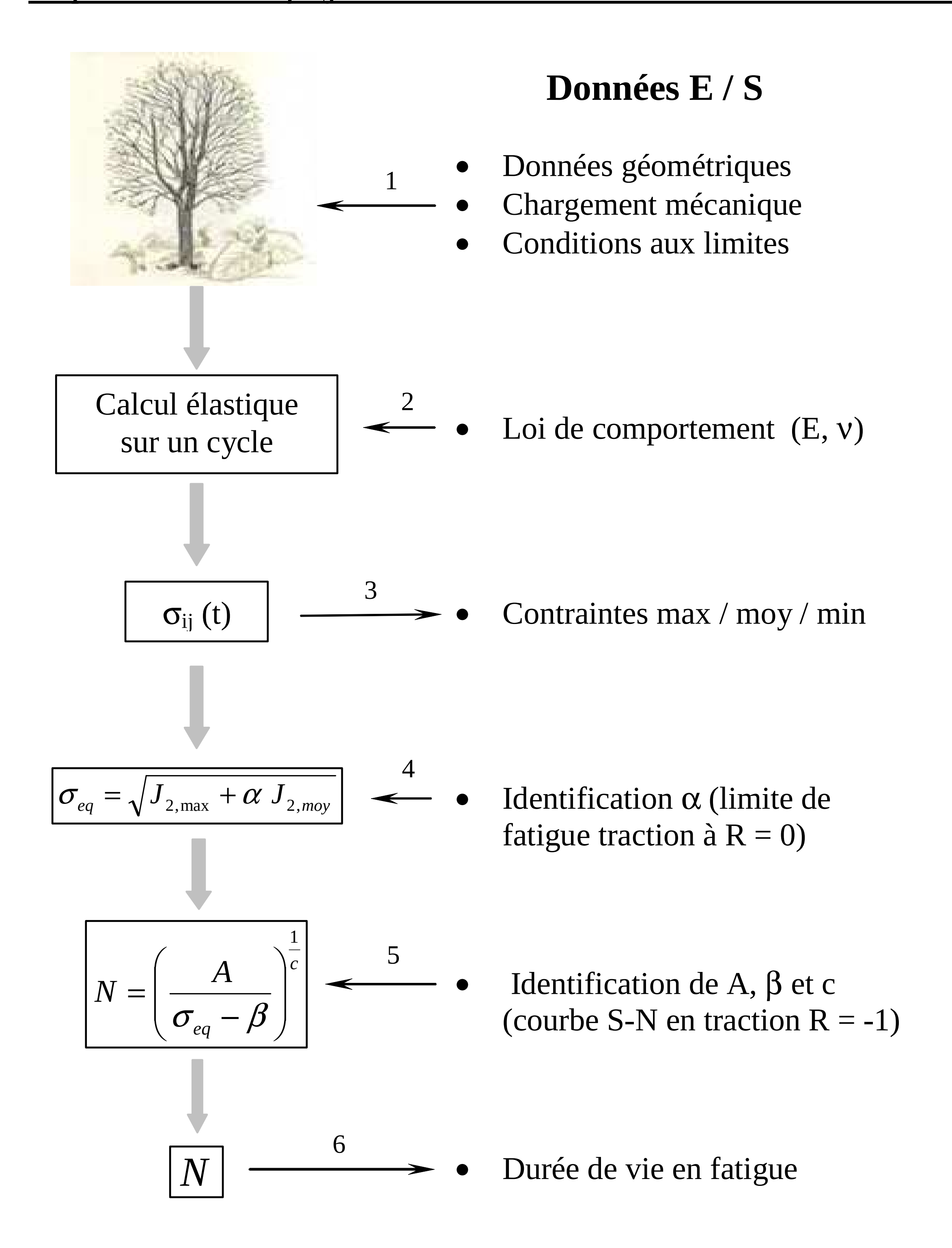


Figure III.44 **– Démarche de calcul du critère de fatigue**

III.6 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était d'évaluer la pertinence d'une démarche de type critère de fatigue multiaxial dans le cas du PEHD. Des essais de fatigue multiaxiaux (traction, torsion, compression) ont été exécutés sur des éprouvettes tubulaires minces en PEHD, avec une fréquence constante, une forme d'onde triangulaire et un rapport de charge R (0 et -1). L'auto-échauffement de l'éprouvette a été réduit au minimum par la conception d'une enceinte thermique et les résultats ont été interprétés dans un cadre d'hypothèse isotherme pour la construction du critère.
Deux conclusions majeures peuvent être tirées :

1) Un critère en fin de vie a été défini préalablement puisque la fin de vie de l'éprouvette intervient par une localisation macroscopique de la déformation. Il est basé sur la détection du début de l'adoucissement observé sur la cinétique de la déformation maximale. Ce critère est applicable à l'ensemble des conditions de sollicitation explorées, c'est-à-dire pour les trois trajets de chargement et les deux rapports de charge.

2) Sur la base de ce critère de fin de vie, des courbes S-N ont pu être construites et un critère de fatigue a été proposé pour décrire le comportement en fatigue multiaxiale. Ce critère est construit en combinant les deux valeurs moyennes et maximales du deuxième invariant de la partie déviatorique du tenseur des contraintes appliqué. Il a été confronté à d'autres critères usuels.
Le critère proposé semble garder sa pertinence en l'appliquant sur un autre thermoplastique (PolyPropylène), mais sa validité doit être confortée pour d'autres situations de chargement (essais combinés, rapports de charge plus élevés, autre gamme de fréquence, autres formes d'ondes…), aussi bien que pour d'autres thermoplastiques.

3) Quelques éléments de réflexion ont été discutés quant à la façon de caractériser la tenue en fatigue sur ces matériaux : choix de la fréquence, analyse en vitesse de chargement, opportunité des méthodes accélérées d'auto-échauffement. Une conclusion générale est que l'élévation de la température et la déformabilité conditionnent de façon conjointe la réponse en fatigue, avec une prédominance de l'un ou l'autre de ces effets en fonction des conditions de sollicitations.

4) La méthode d'auto-échauffement semble intéressante pour une évaluation rapide de la limite d'endurance dans un tel matériau.

5) La méthodologie type 'critère de fatigue' employée ici semble cohérente dès lors que les paramètres identifiés et les essais de validation sont réalisés pour des chargements contrôlés en force car notre critère est écrit en contrainte. Une telle démarche devrait être validée par des essais pour des chargements en déplacement par exemple. Ceci devrait mettre en évidence la nécessité de travailler plus en amont du critère à la détermination d'une loi de comportement à même de décrire un 'cycle stabilisé approximé' permettant de fournir des données mécaniques en entrée du critère de fatigue.

CHAPITRE IV
Comportement cyclique et contributions à la fin de vie

Ce chapitre est centré sur l'analyse de l'évolution du comportement du matériau au cours du cyclage, afin de mieux comprendre les différentes contributions à la fin de vie de l'éprouvette. Dans une première partie, l'évolution des grandeurs mécaniques (déformations, module dynamique) et de la température ont été examinées pour deux familles d'essais particulières, présentant une grande différence de durée de vie : famille des essais dits « courts » (éprouvette ayant dépassé le nombre de cycles N_i) et famille des essais dits « longs » (essais interrompus après un grand nombre de cycles, mais avant que éprouvette n'ait atteint le critère de fin de vie N_i). L'influence du rapport de charge et du trajet de chargement mais également de la fréquence de sollicitation et des conditions d'échange thermique avec le milieu ambiant ont été étudiées.

Dans la seconde partie, nous nous sommes intéressés aux parts liées à la viscoélasticité et à la plasticité et/ou l'endommagement dans l'évolution de la déformation cyclique. Cette analyse est principalement basée sur le couplage entre essais cycliques et phases de recouvrance.

La dernière partie est consacrée à deux effets qui vont influencer la part viscoélastique : le fluage sous l'effet d'une contrainte moyenne et l'histoire du chargement. La démarche est analogue à la partie précédente.

Sommaire

Ce chapitre est consacré à l'analyse de l'évolution du comportement du matériau au cours du cyclage. L'objectif est de mieux comprendre l'évolution des contributions à la déformation qui se développent et se cumulent au cours d'un essai de fatigue et qui mènent à la fin de vie de l'éprouvette. La corrélation entre les deux visions devra rester prudente car il est difficile de comparer une phénoménologie moyennée sur des durées de vie dispersées dans le cas de l'approche « fatigue » avec quelques essais singuliers dans le cas d'une approche « comportement ».

La fin de vie de l'éprouvette correspond à une localisation (striction) en traction à R = 0 et à un flambage en torsion ou compression dans tous les autres cas, y compris en traction-compression à R = -1.
Dans le cas simple du flambage d'une poutre élastique en compression, la charge critique dépend de la longueur L de la poutre, de sa géométrie (à travers le moment quadratique I), des conditions aux limites à la base de la poutre (via le coefficient α) et du module d'Young E, selon l'***Équation IV.1*** .

$$Pc = \alpha \frac{\pi^2 EI}{L^2} \qquad \textit{Équation IV.1}$$

Autour de 1900, des travaux ont cherché à généraliser cette analyse élastique d'Euler à des comportements non-linéaires. Dans le cas d'un comportement élastoplastique par exemple, Engesser [Engesser 1889] remplace le module d'Young E par le module tangent E_T. Cette hypothèse a été remise en cause par von Karman [von Karman 1910] dans la mesure où elle ne prenait pas en compte l'existence de zones de déchargement au cours du flambement. On substitue alors à E, dans l'***Équation IV.1***, un module réduit E_R dont l'expression fait intervenir une combinaison de E et E_T, pour rendre compte de la coexistence de parties de la structure sollicitées en charge et en déchargement après l'initiation du flambement. Des travaux plus complets [Shanley 1947, Hill 1958] ont montré qu'il y a possibilité de bifurcation (i.e. de flambement) pour toute valeur de la charge comprise entre $P_c(E_t)$ et $P_c(E_R)$. Dans le cas d'un comportement élastique endommageable, Cimetière et Halm [Cimetière 2007] ont montré que le phénomène de flambement est gouverné par le rapport entre le module tangent et le module de décharge, ce dernier agissant comme un indicateur du degré d'endommagement.

Le cadre de l'étude correspond à des chargements d'amplitude constante en contrainte : la charge maximale au cours du cycle est donc fixée. Il y a possibilité de flambement de l'éprouvette dès lors que la charge critique devient inférieure au maximum de charge appliquée. A conditions aux limites et à géométrie fixées, cette diminution de charge critique peut provenir de la dépendance au temps et à la température liée au comportement viscoélastique, mais aussi de la part plastique et de l'endommagement.

Les effets temporels sont liés aux différents temps caractéristiques sollicités au cours de l'essai (temps de cycle et durée de l'essai).

L'évolution de la température de l'échantillon est le résultat de plusieurs phénomènes :
- les variations de température de l'air ambiant, que l'on a cherché à minimiser par le système de circulation d'air à l'intérieur et autour du tube
- du taux de chaleur éventuellement fourni par l'extérieur
- les variations de température liées au couplage avec la sollicitation mécanique, avec une part qui suit la sollicitation cyclique si la déformation présente une contribution

élastique, et une part de dissipation intrinsèque liée à divers processus dissipatifs comme la viscoélasticité, la viscoplasticité ou l’endommagement
- la façon dont la chaleur diffuse au sein du matériau, dépendant de la chaleur spécifique, du coefficient de conduction thermique et des conditions d’échanges avec l’environnement de l’éprouvette (par conduction avec les mors de serrage, et par convection avec l’air ambiant). A la différence d’une éprouvette haltère, signalons que dans notre cas, les conditions aux limites thermiques sur les faces internes et externes du tube ne sont a priori pas les mêmes, comme en témoignent les différences de température mesurées à l’intérieur et à l’extérieur du tube. Au cours de ces essais l’évolution de la température a été enregistrée à l’aide de thermocouples en quatre endroits du montage expérimental : sur les surfaces intérieure et extérieure du tube dans sa partie médiane, et dans l’air ambiant au voisinage de ces deux points. Comme l’évolution de température est la plus marquée en surface intérieure du tube, l’analyse sera principalement basée sur cette information.

L’instrumentation de nos essais ne fournit qu’une indication grossière de la température, à la fois par la précision de la mesure de la température elle-même, et également car elle ne permet pas de caractériser ces différents phénomènes, et en particulier de dissocier les termes de couplage thermo-élastique et de dissipation intrinsèque. Dans le même esprit qu’au chapitre III, l’analyse est focalisée sur les grandeurs mécaniques ; seules des comparaisons d’ordre de grandeur sur l’évolution de la température (essentiellement à la surface intérieure de l’éprouvette) pourront être faites entre les différentes situations testées pour nuancer la discussion.

Dans le cas de la traction, l’apparition de la localisation est également associée à l’augmentation de la longueur de l’éprouvette par fluage sous l’effet de la contrainte moyenne ; ce phénomène dépend également du temps et de la température.

De façon générale, la démarche reste macroscopique, et basée sur la même instrumentation que celle présentée au chapitre précédent, mais avec un objectif d’analyse des facteurs affectant l’apparition du mécanisme adoucissant à partir duquel est défini le critère de fin de vie N_i, et l’intervention des deux composantes utilisées dans le critère de fatigue proposé $J_{2,max}$ et $J_{2,moy}$.

IV.1 Évolution générale des grandeurs au cours du cyclage

Afin d’étudier les mécanismes qui peuvent se développer et se cumuler au cours d'un essai de fatigue et mener à la fin de vie de l'éprouvette, des essais sont réalisés à différents niveaux de contraintes appliquées. On peut distinguer deux grandes familles (***Figure IV.1***) : une famille d’essais courts (pour lesquels la fin de la vie de l’éprouvette, au sens où elle a été définie dans le chapitre précédent, est atteinte) et une famille d’essais longs (pour lesquels l’essai est interrompu avant d’avoir atteint la fin de la vie de l’éprouvette, toujours selon la même définition).

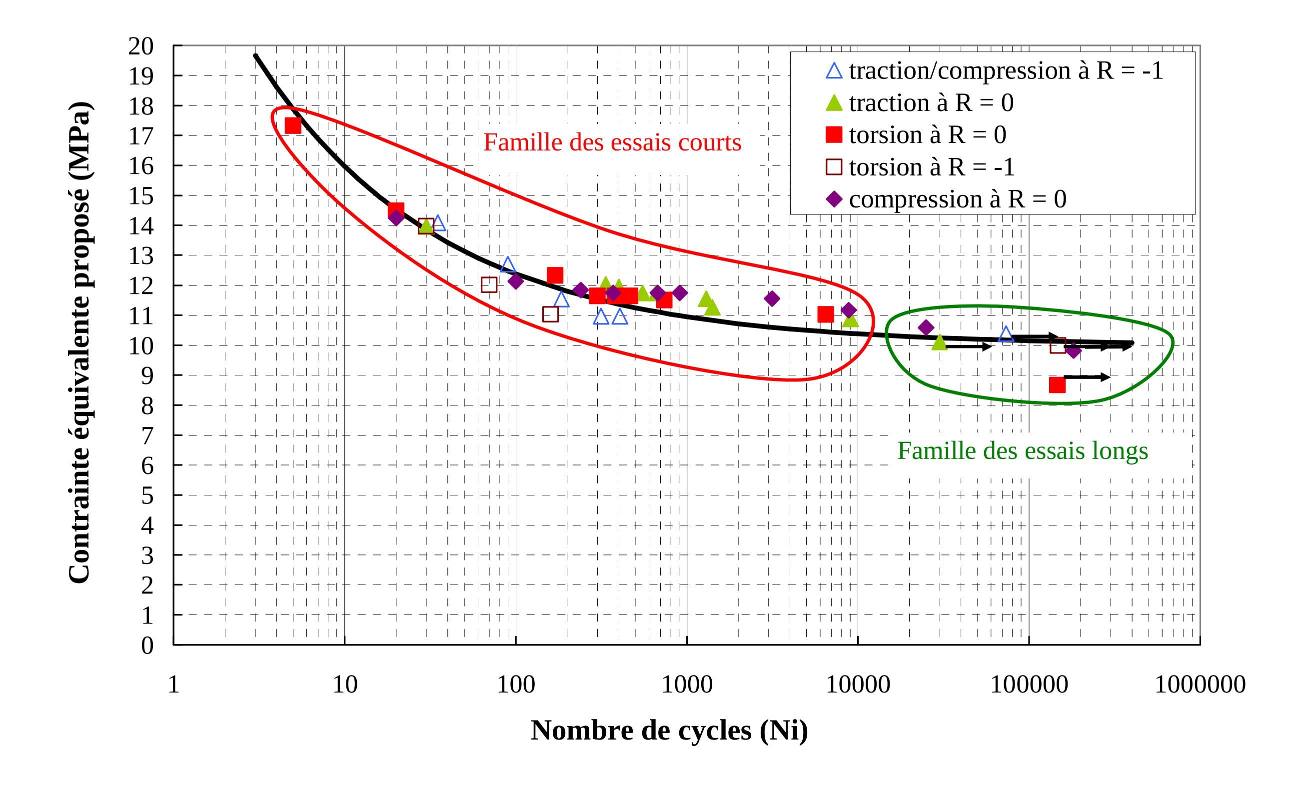


Figure IV.1 - **Diagramme d'endurance en contrainte équivalente proposé**

IV.1.1 Cas de la traction R = 0

L'évolution de l'échauffement ponctuel de la surface intérieure de l'éprouvette, des déformations maximales, minimales et moyennes, et l'évolution du module dynamique (pente de la droite joignant les deux extrémités du cycle) ont été suivies tout au long d'un essai de traction appartenant à la famille des essais courts et aussi au long d'un essai de traction appartenant à la famille des essais longs. Ces grandeurs sont tracées en fonction du nombre de cycles dans les ***Figure IV.2***, ***Figure IV.3*** et ***Figure IV.4*** pour deux essais de fatigue en traction à R = 0, et à une fréquence de 2 Hz.

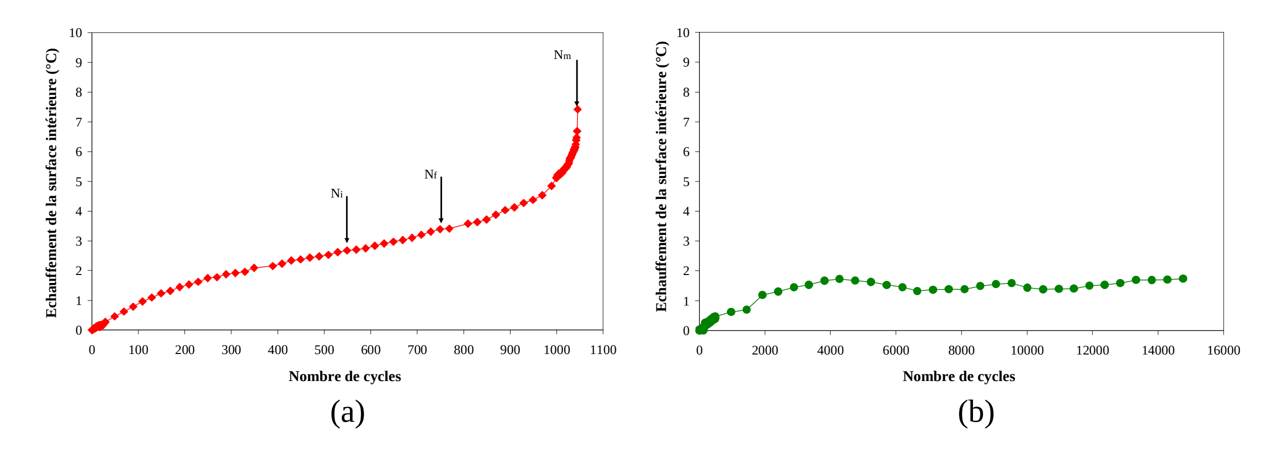


Figure IV.2 **- Évolution de l'échauffement de la surface intérieure de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour un essai à R = 0 et 2 Hz de (a) traction (σ_{max} = 24.4 MPa) et (b) traction (σ_{max} = 21 MPa)**

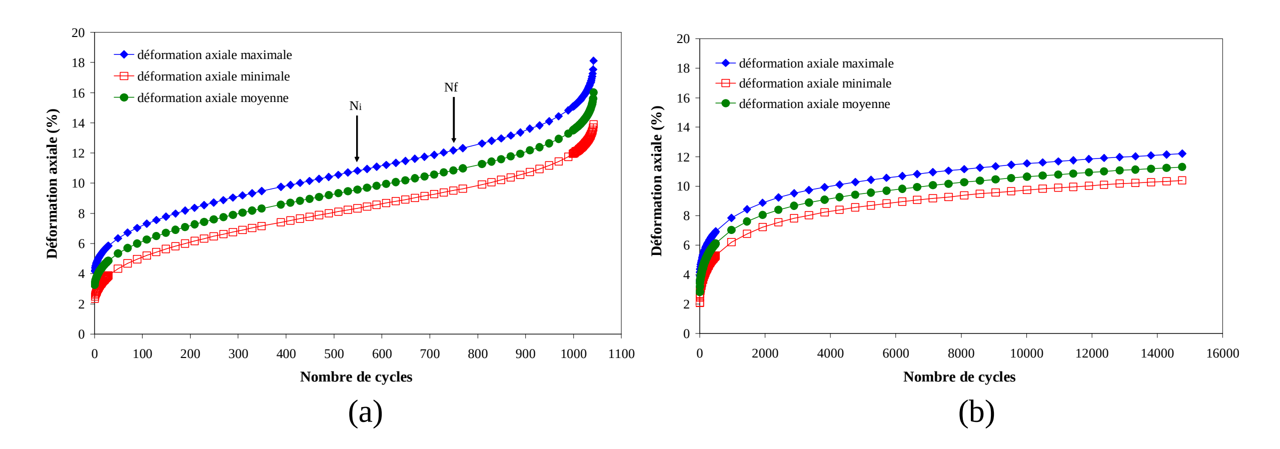


Figure IV.3 **- Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai à R = 0 et 2 Hz de (a) traction (σ_{max} = 24.4 MPa) et (b) traction (σ_{max} = 21 MPa)**

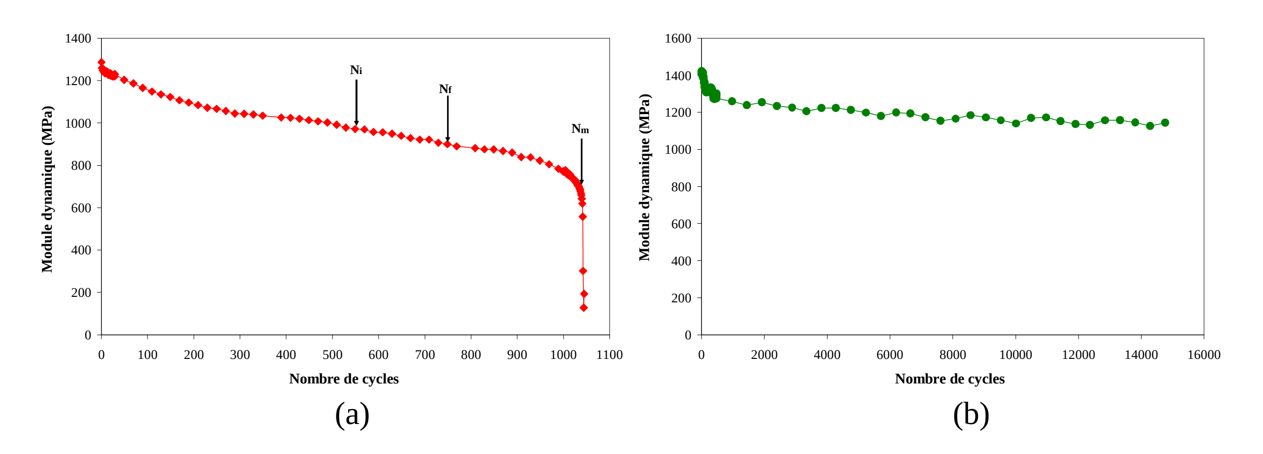


Figure IV.4 **- Évolution du module dynamique en fonction du nombre de cycles pour un essai à R = 0 et 2 Hz de (a) traction (σ_{max} = 24.4 MPa) et (b) traction (σ_{max} = 21 MPa)**

Pour les essais courts, on constate une évolution des grandeurs qui suivent un régime classiquement divisé en trois phases :

- dans une première phase, représentant ici 10 % de la durée de vie en fatigue N_m, on observe une rapide évolution de ces grandeurs
- dans une deuxième phase, représentant la majorité de la durée de vie en fatigue, (ici jusqu'à 70 % de N_m), on observe une augmentation des déformations et de l'échauffement et une diminution de module dynamique plus lentes, avec une pente approximativement constante. Cette phase stationnaire est celle de l'apparition du mécanisme d'adoucissement dans l'éprouvette.
- dans la troisième phase, on observe une accélération rapide de la déformation et de l'échauffement et une chute de module dynamique jusqu'à la ruine de l'éprouvette. Cette phase correspond au flambage de l'éprouvette et s'accompagne de fortes déformations plastiques et probablement de processus d'endommagement locaux.

Pour les essais longs, on observe une évolution des grandeurs qui suit un régime divisé en deux phases :

- dans une première phase, on observe une rapide évolution similaire des grandeurs
- dans une deuxième phase, représentant la majorité de la durée de vie en fatigue, on observe toujours une augmentation de la déformation et de l'échauffement, et une diminution du module dynamique, avec une pente approximativement constante également mais beaucoup plus lente qu'auparavant. La grande différence de cinétique observée entre les deux familles d'essais permet de considérer, dans le second cas, une relative stabilisation des différentes grandeurs et de les associer à un régime «accommodé», les mécanismes d'endommagement «critiques» se déclenchant aux très longues durées de vie. L'essai est interrompu avant d'atteindre ce régime. Le régime de stabilisation n'existe pas en toute rigueur mais résulte d'une approximation ; dans le cas particulier de cet essai, le nombre de cycles nécessaire est de l'ordre de grandeur du millier. Ce régime s'accompagne d'une perte de raideur globale du spécimen, mais sans toutefois menacer la stabilité de la structure sur un nombre de cycles important. Au niveau de contrainte plus élevé illustré précédemment, il n'est pas possible de définir cet état stabilisé.

En comparant l'essai long à l'essai court, on remarque que le même niveau de déformation est atteint au moment d'apparition de l'instabilité (N_i) bien que, sur l'essai long, l'éprouvette ne montre aucun signe de ruine. Donc, contrairement à l'hypothèse prise par Janssen et al. [Janssen et al. 2008] pour définir la fin de vie de plusieurs thermoplastiques sous sollicitation cyclique, s'il y a une grandeur critique décrivant la fin de vie de la structure, elle ne sera pas définie comme une déformation critique. Ces observations sont similaires pour l'évolution du module dynamique. En revanche, la variation de température mesurée au cycle N_i sur l'essai court n'est pas encore atteinte pour l'essai long. Donc l'échauffement pourrait jouer un rôle dans l'apparition du processus adoucissant qui définit la fin de vie de l'éprouvette (ici ΔT_c = 3°C).

Considérons maintenant ce qui se passe pour un autre rapport de charge (R = -1), puis pour d'autre trajets de chargement.

IV.1.2. Cas de la traction à R = -1 : influence du rapport de charge

De la même façon que précédemment, l'évolution des échauffements de surface intérieure de l'éprouvette, des déformations axiales maximale, minimale et moyenne, et du module dynamique (inclinaison du cycle), a été suivie au cours de deux essais de fatigue en traction / compression (R = -1). La fréquence est de 1 Hz, ce qui revient à appliquer la même vitesse de chargement que l'essai à R = 0 et 2 Hz. Ces allures sont tracées en fonction du nombre de cycles sur les ***Figure IV.5***, ***Figure IV.6*** et ***Figure IV.7*** pour deux essais de fatigue appartenant à la famille des essais courts et l'autre à la famille des essais longs.

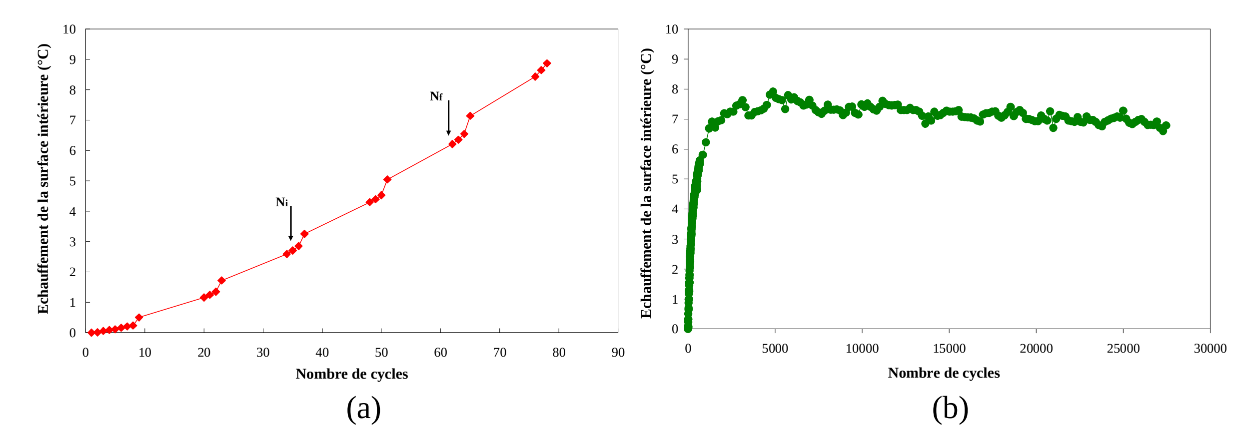


Figure IV.5 **- Évolution de l'échauffement de la surface intérieure de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour un essai à R = -1 et 1 Hz de (a) traction (σ_{max} = 24.4 MPa) et (b) traction (σ_{max} = 18 MPa)**

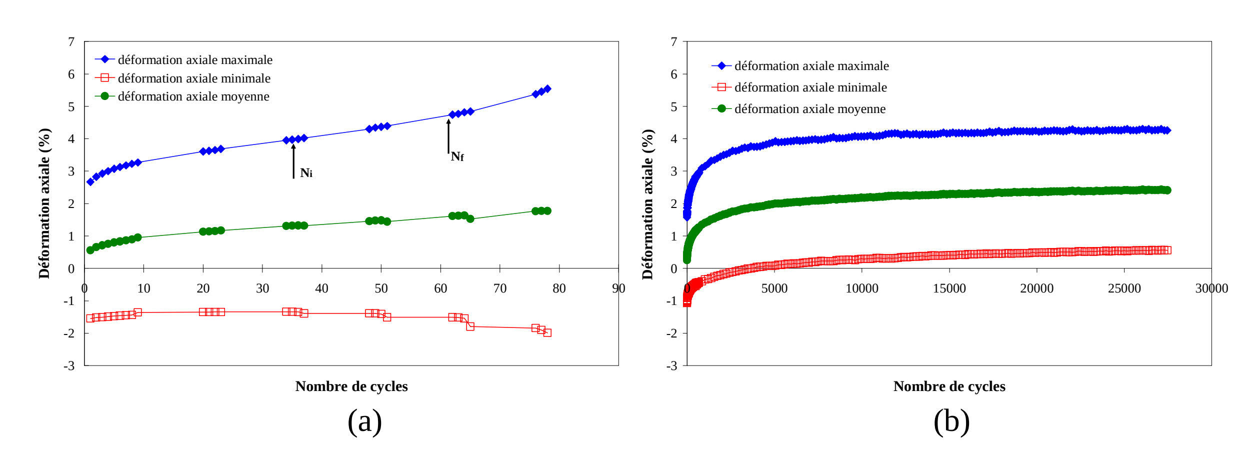


Figure IV.6 **- Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai à R = -1 et 1 Hz de (a) traction (σ_{max} = 24.4 MPa) et (b) traction (σ_{max} = 18 MPa)**

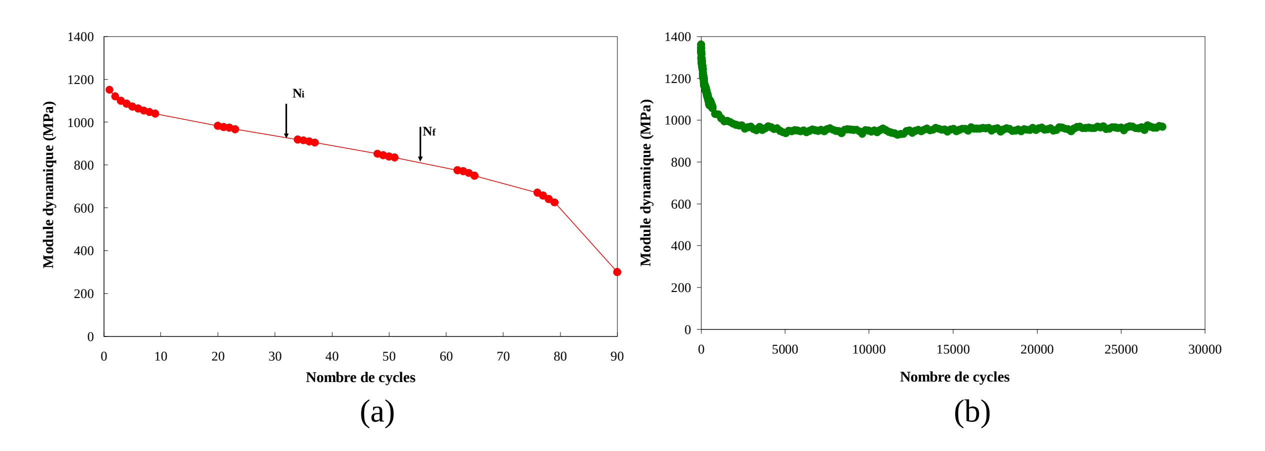


Figure IV.7 **- Évolution du module dynamique en fonction du nombre de cycles pour un essai à R = -1 et 1 Hz de (a) traction (σ_{max} = 24.4 MPa) et (b) traction (σ_{max} = 18 MPa)**

Pour l'essai court, on observe une évolution de l'échauffement différente du cas de la traction à R = 0, le matériau connaît un échauffement croissant jusqu'à la rupture de l'éprouvette et ce quelle que soit la contrainte appliquée. Pour l'essai court sélectionné ici, le niveau maximal de contrainte imposée, la vitesse de sollicitation et les conditions d'échange thermique sont les mêmes que pour l'essai de traction à R = 0, pourtant l'échauffement est globalement plus rapide à R = -1 et on n'observe pas la phase stationnaire de la ***Figure IV.2***. L'élévation de température à N_i reste pourtant voisine de celle mesurée à R = 0.
Concernant l'essai long, l'échauffement observé est également plus important qu'à R = 0. Ces résultats suggèrent des mécanismes dissipatifs plus intenses au cours d'un cycle en chargement "alterné" (R = -1). Comme évoqué au chapitre III, la sévérité de la phase de compression a déjà été observée en propagation de fissure en fatigue pour d'autres polymères [Butler 1995], notamment à cause des processus plastiques. Cette tendance est aussi observée en torsion.
L'évolution de l'échauffement au cours du temps est différente pour l'essai long, on observe une forte augmentation de l'échauffement lors de la première phase jusqu'à même atteindre et dépasser la valeur de l'échauffement correspondante à l'apparition de l'instabilité sur l'essai court. Ceci contredit l'hypothèse d'un échauffement critique conduisant à l'apparition du mécanisme adoucissant responsable de la fin de vie.
Ce fort échauffement initial n'empêche pas la mise en place d'un régime thermique stationnaire avec une phase de stabilisation de la température, voire même de diminution lente jusqu'à l'arrêt de l'essai, le nombre de cycles devenant supérieur à ce qui a été convenu comme limite d'endurance (10^5 cycles).

La ***Figure IV.6*** représente l'évolution des déformations maximales, minimales et moyennes en fonction du nombre de cycles. En traction à R = -1, le même constat peut être établi sur l'évolution de la déformation maximale, qui peut être décrite de la même manière que dans le cas de la traction à R = 0, c'est-à-dire en trois phases principales, avec un point d'inflexion au cours du régime stationnaire. Le régime stationnaire est ici plus net qu'en traction à R = 0, avec une valeur de déformation moyenne « stabilisée » inférieure.
Il est difficile de comparer directement les niveaux de déformation car le nombre de cycles est très différent pour les deux rapports de charge. Néanmoins, pour un même stade de l'essai, à N_i par exemple, les niveaux de déformation maximale sont bien inférieurs à R = -1.
Ce résultat sera aussi observé en torsion. Ces résultats confirme aussi qu'il y a bien une différence entre les mécanismes activées pendant les essais de fatigue "répétés" à R = 0 et "alternés" à R = -1, et que le fluage sous une contrainte moyenne a un rôle très important.
Bien que la contrainte moyenne appliquée soit nulle durant tout l'essai de traction-compression à R = -1, la déformation moyenne mesurée augmente vers les valeurs positives. Ceci peut notamment résulter d'une différence de rigidité du matériau en traction et en compression qui va conduire progressivement à une déformation d'ensemble positive à laquelle peut s'ajouter un effet cumulatif de l'endommagement et/ou de la plasticité. Cela va également influencer l'apparition du flambement constatée dans ce cas de chargement : l'allongement de l'éprouvette, maximal à la contrainte maximale, est susceptible de faire diminuer la charge critique dans la phase de recompression. Pour l'essai représenté en ***Figure IV.6-(a)***, la déformation maximale à N_i est de 4%, ce qui correspond à une charge critique de 8 % plus faible, simplement par effet géométrique, à module identique.
Dans la dernière phase, l'évolution de la déformation macroscopique va dépendre directement de la façon dont se produit le flambement. Ici, la déformation minimale et moyenne évoluent de manière différente de celle observée en traction à R = 0. En effet, on observe une chute de la déformation minimale jusqu'à la rupture de l'éprouvette, ainsi qu'un « décrochage » sur la déformation moyenne. Cela est dû au mode de ruine de ces deux cas de chargement, déjà

illustré sur la **Figure III.*37*** : l'éprouvette en traction à R = 0 strictionne avec une augmentation générale des déformations minimale et maximale alors que celle en traction à R = -1 se « pince ».

La ***Figure IV.7*** représente l'évolution du module dynamique en fonction du nombre de cycles. L'allure générale de l'évolution pour l'essai court est similaire à celle observée en traction à R = 0 : la chute initiale est moins marquée dans le cas présent, mais pour les deux rapports de charge, la valeur du module dynamique à N_i représente 75 % de la valeur initiale.
Dans le cas de l'essai long en revanche, la chute de module dynamique en début d'essai est plus marquée à R = -1 : la valeur à 10000 cycles (dans la zone « stabilisée ») représente 70% de la valeur initiale contre 80 % à R = 0.
Contrairement à ce qui a été observé pour le cas de la traction à R = 0, le niveau de la déformation (maximale ou moyenne en particulier) ou du module dynamique ne sont caractéristiques de l'apparition du mécanisme adoucissant. En effet, après stabilisation sur les essais longs, on relève des valeurs de déformation supérieures à celles de l'essai court, et un module dynamique plus faible.

IV.1.3. Cas de la torsion et de la compression

Après avoir considéré deux rapports de charge différents en traction, nous allons nous intéresser à la validité de ces résultats pour d'autres trajets de chargement, d'abord en torsion répétée (R = 0) et alternée (R = -1), puis en compression-compression (R = -∞).

Les mêmes grandeurs que précédemment sont représentées sur les ***Figure IV.8***, ***Figure IV.9*** et ***Figure IV.10***, pour deux essais de fatigue en torsion à R = 0 et R = -1, respectivement à une fréquence de 2 et 1 Hz pour conserver la même vitesse de sollicitation. Les niveaux de contrainte principale maximale sont tels que la contrainte équivalente de von Mises est presque identique au cas de la traction à R = -1. Les fréquences étant les mêmes à rapport de charge identique, cela signifie que la vitesse de chargement équivalente est la même pour les deux trajets de chargement.

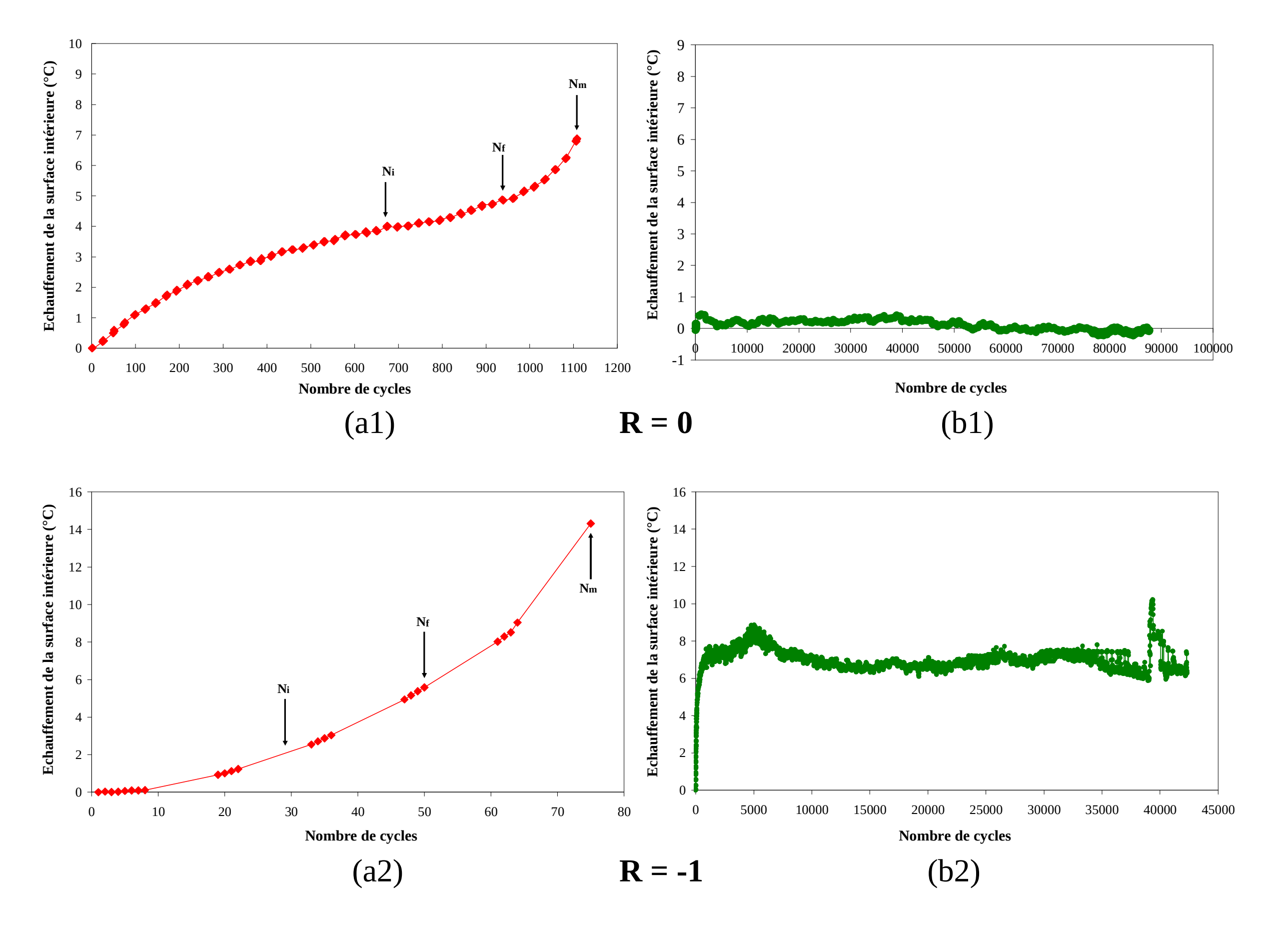


Figure IV.8 **- Évolution de l'échauffement de la surface intérieure de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour un essai (a) à R = 0 et 2 Hz en (a1) torsion (τ_{max} = 13.8 MPa) et (b1) torsion (τ_{max} = 10.4 MPa), et un essai (b) à R = -1 et 1 Hz en (a2) torsion (τ_{max} = 14 MPa) et (b2) torsion (τ_{max} = 10 MPa)**

Les profils d'évolution de la température, ainsi que les échauffements eux-mêmes sont très proches de ce qui est observé en traction alternée ou répétée (***Figure IV.8***). Les commentaires sur l'influence du rapport de charge en traction restent valides en torsion. L'échauffement plus important dans le cas du chargement alterné laisse supposer que la différence entre mécanismes activés en traction "répétée" et "alternée" est généralisable à d'autres trajets de chargement. De la même façon qu'en traction également, l'échauffement en lui-même ne paraît pas caractéristique de l'apparition du mécanisme adoucissant. On observe en effet, pour l'essai long alterné, un échauffement lors de la première phase supérieur à celui enregistré à l'apparition de l'adoucissement sur l'essai court.

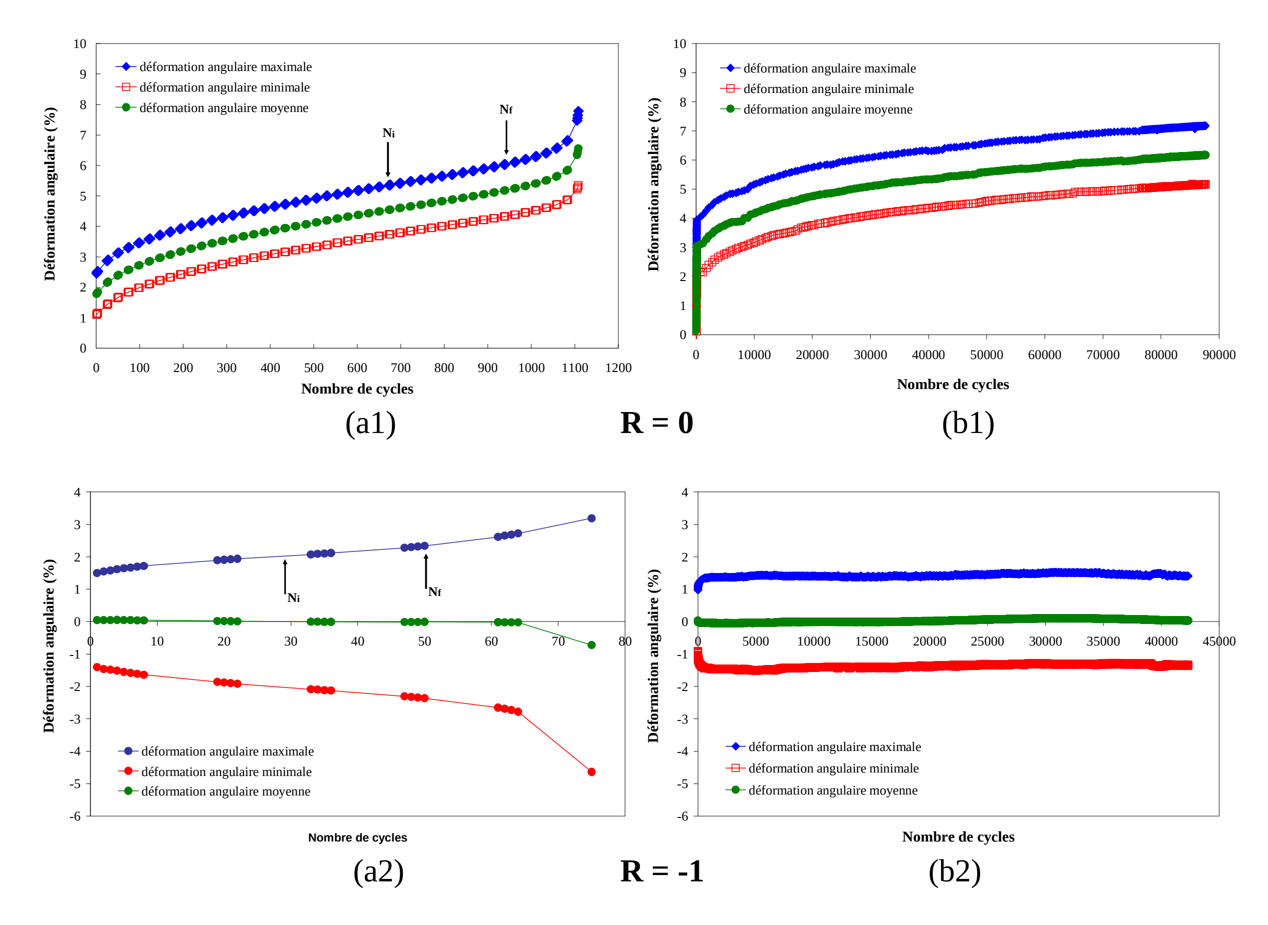


Figure IV.9 **- Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai (a) à R = 0 et 2 Hz en (a1) torsion (τ_{max} = 13.8 MPa) et (b1) torsion (τ_{max} = 10.4 MPa), et un essai (b) à R = -1 et 1 Hz en (a2) torsion (τ_{max} = 14 MPa) et (b2) torsion (τ_{max} = 10 MPa)**

L'évolution des déformations (***Figure IV.9***) en torsion répétée est également très semblable au cas de la traction. La principale différence concerne le chargement alterné, caractérisé ici par une déformation moyenne qui reste centrée sur une valeur nulle. L'évolution des déformations extrémales est symétrique et on n'observe pas l'évolution d'ensemble vers des déformations positives observée en traction alternée. Ceci peut s'expliquer par l'absence de différence de module en torsion vers des angles positifs ou négatifs, mais peut également suggérer que le cumul de déformation plastique est moins important que dans la phase de traction des essais précédents. Dans le cas de l'essai court, la stabilisation des déformations est plus nette et installée beaucoup plus tôt.

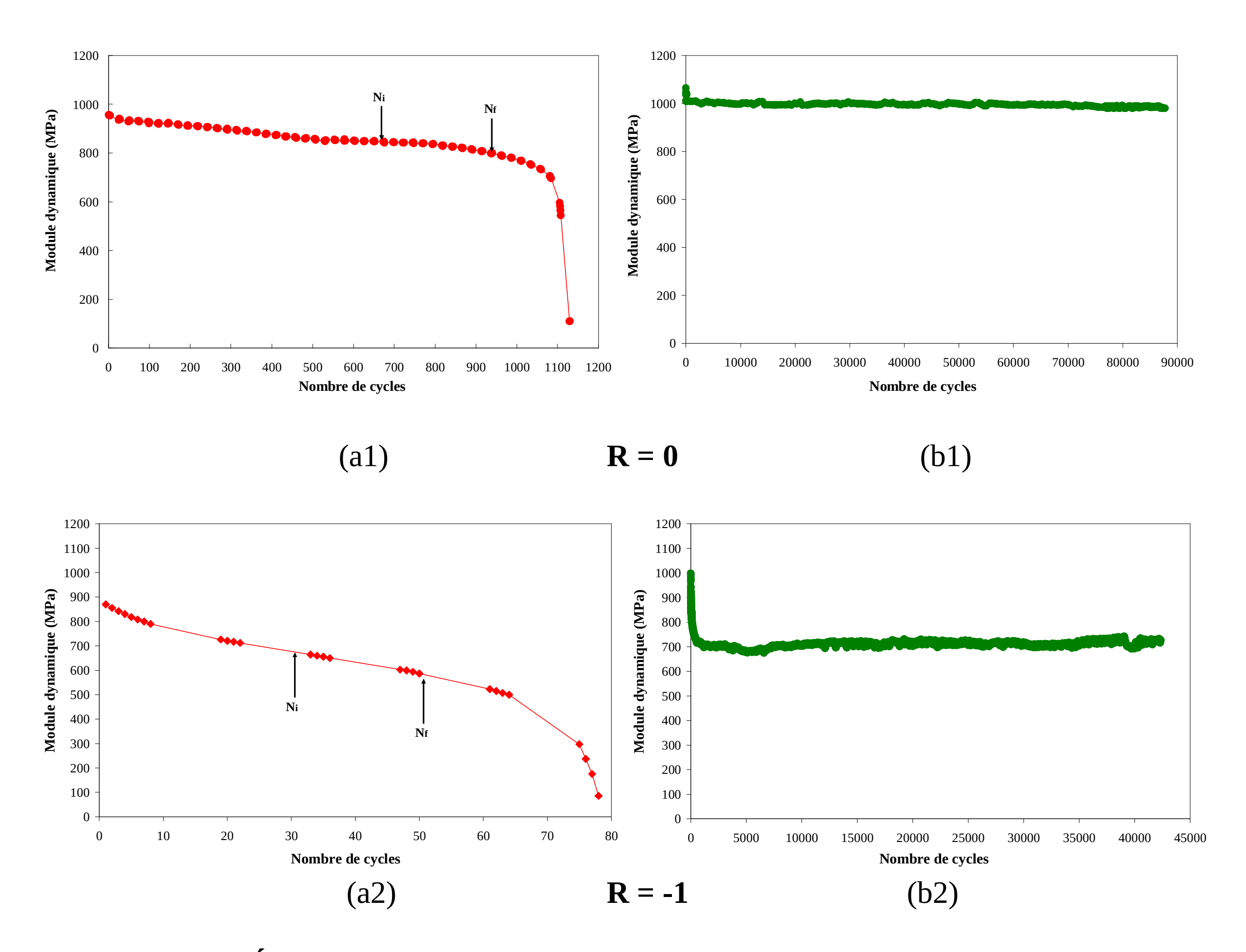


Figure IV.10 **- Évolution du module dynamique en fonction du nombre de cycles pour un essai (a) à R = 0 et 2 Hz en (a1) torsion (τ_{max} = 13.8 MPa) et (b1) torsion (τ_{max} = 10.4 MPa), et un essai (b) à R = -1 et 1 Hz en (a2) torsion (τ_{max} = 14 MPa) et (b2) torsion (τ_{max} = 10 MPa)**

L'évolution du module dynamique (***Figure IV.10***) pour l'essai court est très semblable au cas de la traction, alternée ou répétée, avec une chute continue. Une différence importante avec la traction concerne l'essai long, marqué par une stabilisation nette du module dynamique pour les deux rapports de charge. Cela signifie que les boucles de torsion conservent une « inclinaison » constante, qu'elles se décalent vers des valeurs de déformation positives en chargement répété ou pas en chargement alterné. En traction en revanche, le décalage en déformation des boucles observé pour les deux rapports de charge s'accompagne d'une « inclinaison » croissante des boucles.

Pour des sollicitations en compression répétées (R= -∞), les évolutions de l'échauffement, déformations (en valeur absolue) et module dynamique sont représentées sur les ***Figure IV.11***, ***Figure IV.12*** et ***Figure IV.13*** pour deux essais de compression réalisés à une fréquence de 2 Hz, l'un à une contrainte maximale de 24.4 MPa (essai court), l'autre à une contrainte maximale de 20.4 MPa (essai court).
Ces conditions sont à comparer aux essais de traction et torsion répétées (R = 0). Les conclusions sont identiques avec une évolution des différentes grandeurs similaires à celle observée en traction et en torsion, à l'exception du module dynamique qui conserve une valeur très proche de la valeur initiale tout au long de l'essai pour les deux rapports de charge.

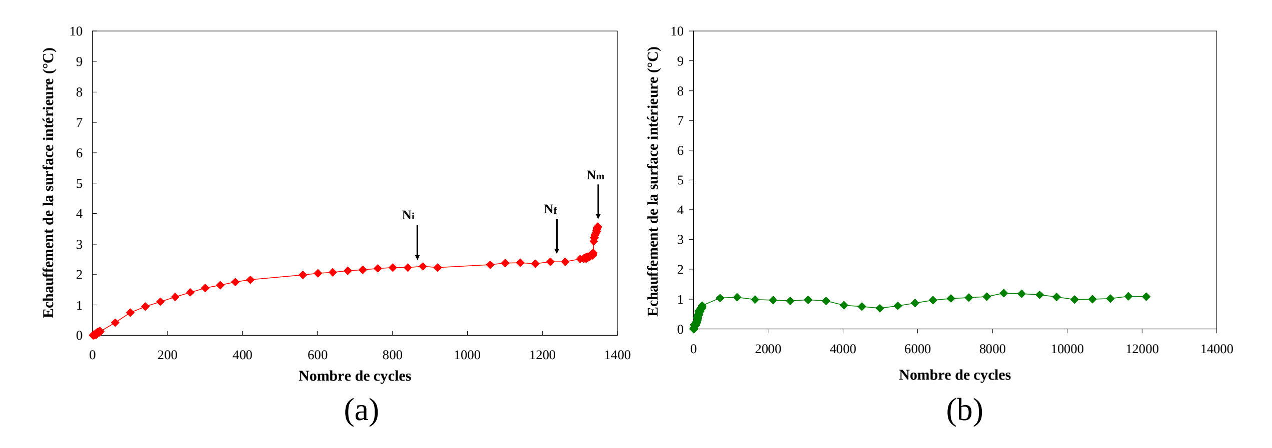


Figure IV.11 **- Évolution de l'échauffement à la surface intérieure de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour un essai à R = 0 et 2 Hz de (a) compression (σ_{max} = 24.4 MPa) et (b) compression (σ_{max} = 20.4 MPa)**

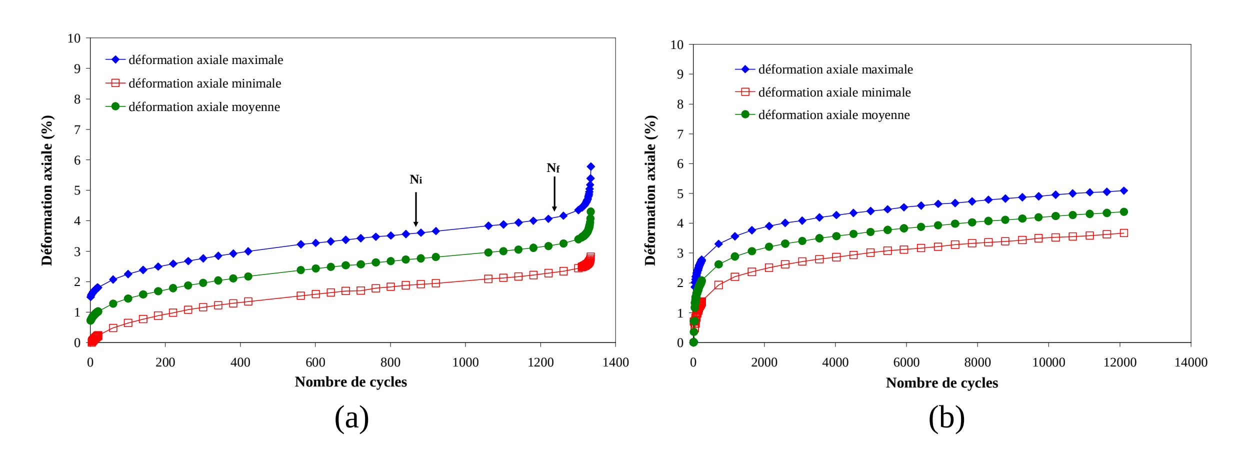


Figure IV.12 **- Évolution des valeurs absolues des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai à R = 0 et 2 Hz de (a) compression (σ_{max} = 24.4 MPa) et (b) compression (σ_{max} = 20.4 MPa)**

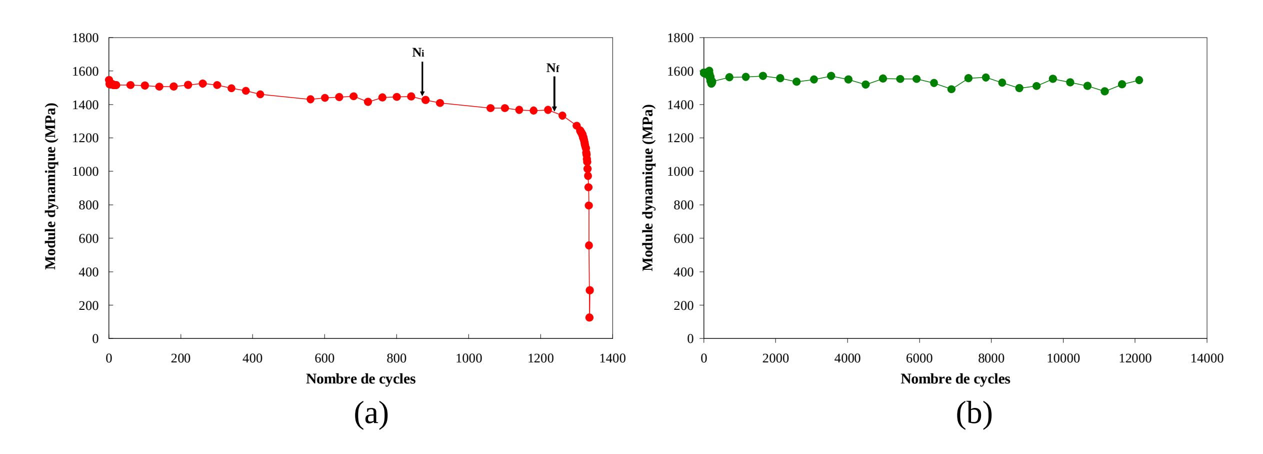


Figure IV.13 **- Évolution du module dynamique en fonction du nombre de cycles pour un essai à R = 0 et 2 Hz de (a) compression (σ_{max} = 24.4 MPa) et (b) compression (σ_{max} = 20.4 MPa)**

Dans le cas de la compression, une analogie peut être faite avec l'exemple simple de la poutre en compression cité en introduction du chapitre. Les cycles N_i des essais de fatigue réalisés en compression à R = -∞, pour quatre niveaux de contraintes appliqués différents, sont représentés sur la ***Figure IV.14-(a)***. Pour comparer la réponse mécanique à la fin de vie dans ces différentes conditions, un décalage d'origine en déformation est effectué sur la ***Figure IV.14-(b)***. Lorsque l'on compare ces boucles (***Figure IV.14-(b)***), il semble que, pour la plupart des essais, le module initial à la décharge soit le même pour ces essais à différents niveaux de contraintes appliqués, à l'exception de la courbe rose. Ceci pourrait fournir une piste intéressante pour formaliser un critère de ruine par instabilité à partir des modules à différents stades du cycle (module initial, module au déchargement par exemple).

Pour poursuivre cette analyse, on a élargi cette comparaison des boucles à N_i aux différents niveaux de contraintes appliqués, à l'ensemble des essais des autres trajets (traction et torsion) à R = 0. La ***Figure IV.15*-(b)** confirme le résultat observé en compression dans le cas de la torsion où la fin de vie intervient aussi par flambage. Le cas est un peu différent en traction (***Figure IV.15*-(a)**) : les modules caractéristiques du cycle diminuent lorsque la contrainte maximale diminue. Mais, dans ce dernier cas, les éprouvettes strictionnent.

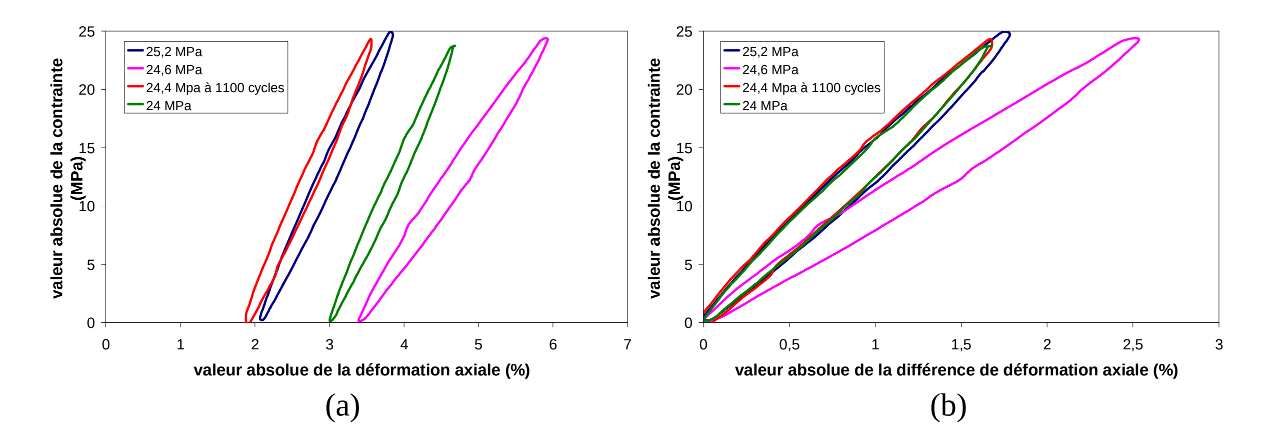


***Figure IV.14* – (a) cycles N_i en compression à 2 Hz (R = -∞) et (b) superposition après décalage en déformation**

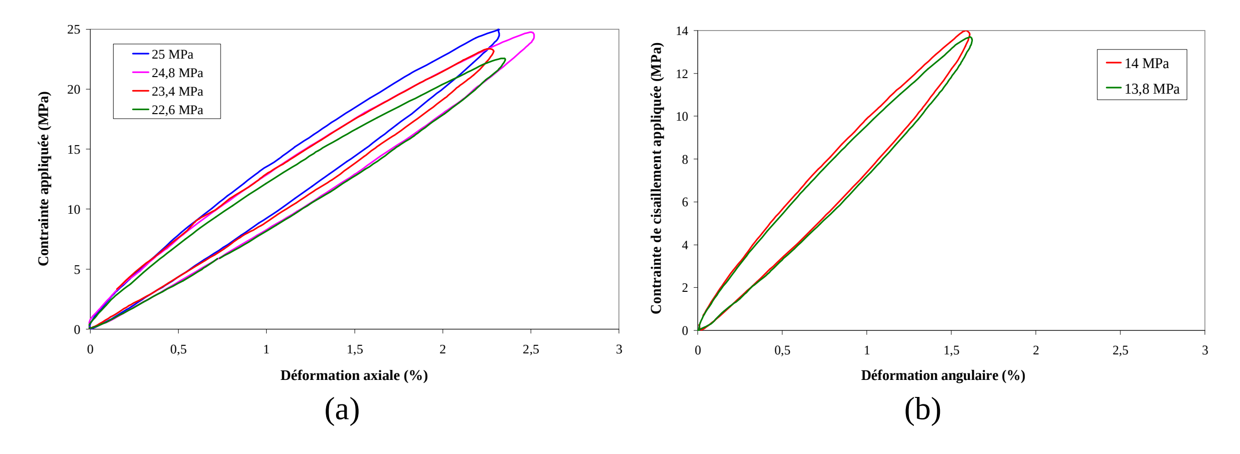


***Figure IV.15* – Superposition après décalage en déformation des cycles N_i à 2 Hz et R = 0 en (a) traction et en (b) torsion**

IV.1.4 Synthèse sur l'effet de trajet et de rapport de charge

Pour conclure sur l'effet de trajet et le rapport de charge, l'échauffement, et la valeur absolue de la déformation maximale pour les essais de fatigue en traction, torsion et compression répétées et alternées, avec la même contrainte maximale équivalente de von Mises de 24.4 MPa pour les essais courts, sont superposées sur la ***Figure IV.16*** et la ***Figure IV.17***. On rappelle que, pour garder la même vitesse de chargement pour tous les essais, une fréquence de sollicitation de 1 Hz et 2 Hz a été appliquée aux essais à R = -1 et R = 0 respectivement.

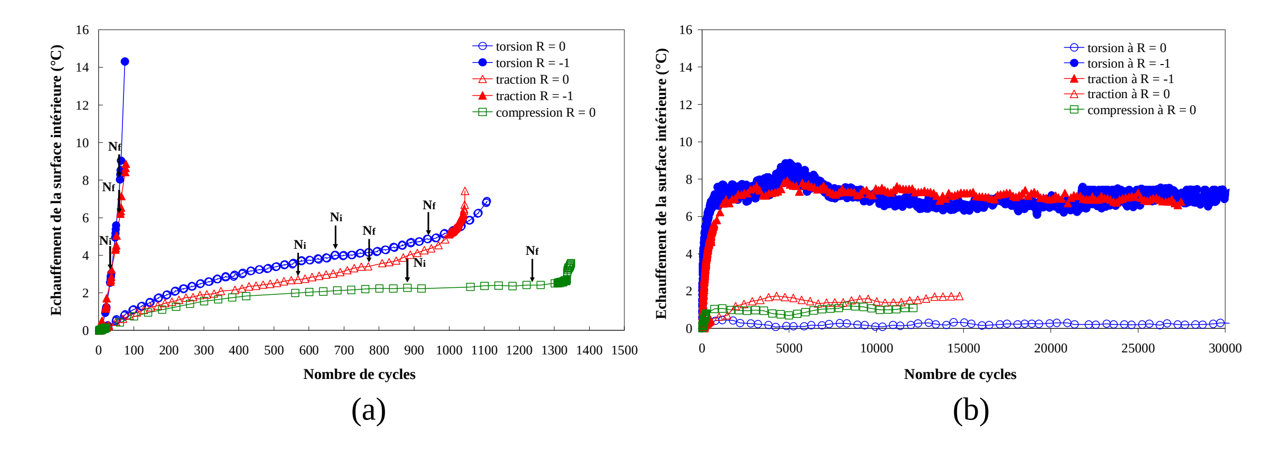
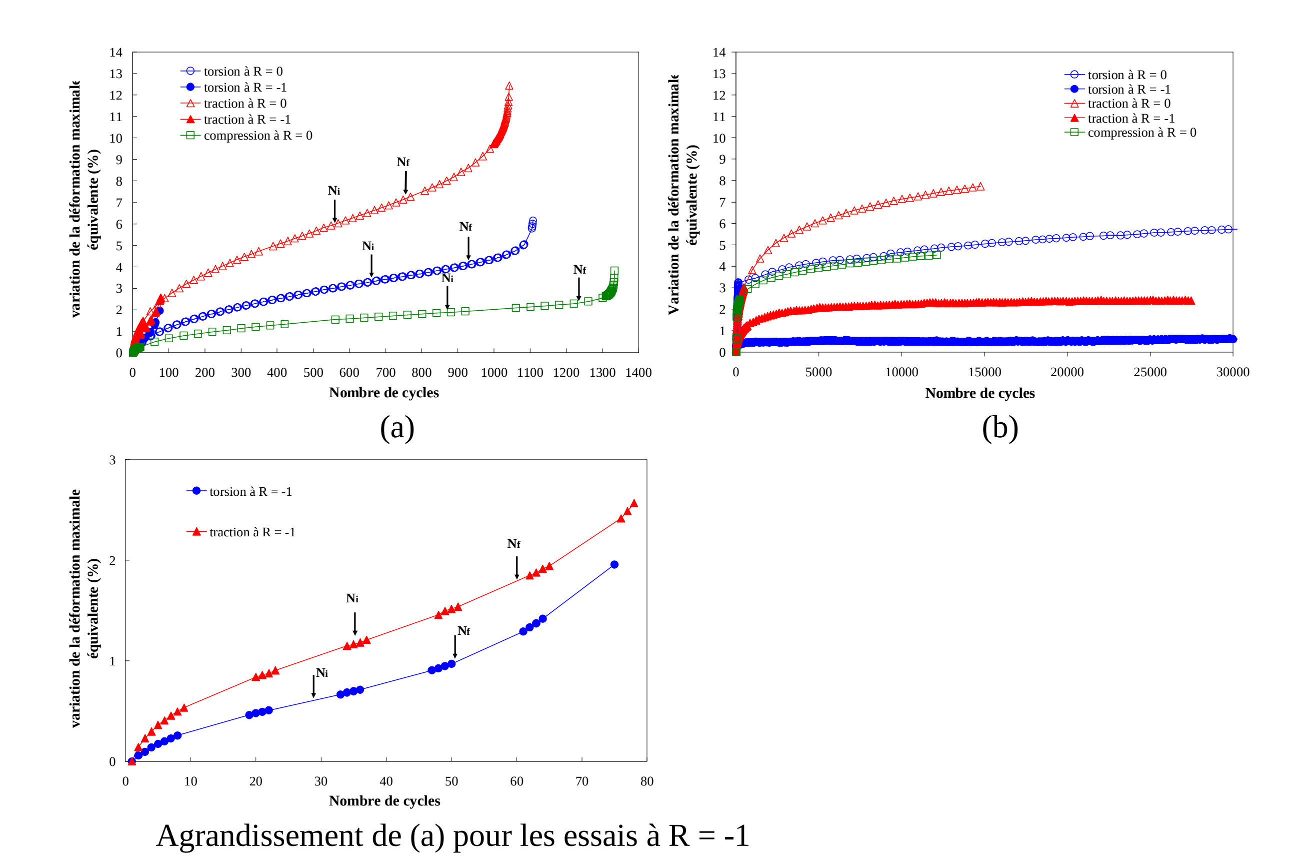


Figure IV.16 **– Comparaison de l'évolution de l'échauffement de la surface intérieure de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour les essais courts (a) et les essais longs (b) à R = 0, R = -1 et avec la même contrainte maximale équivalente de von Mises $\sigma_{éq,vM,max}$ = 24.4 MPa**

A la même contrainte maximale équivalente de von Mises, la comparaison montre clairement un échauffement nettement supérieur pour les chargements alternés (R = -1) pour les deux trajets de chargement testés. Pour l'essai court, l'augmentation de température est marquée du début à la fin de l'essai ; pour l'essai long, on constate une forte augmentation de l'échauffement pendant les premières centaines de cycles avant une stabilisation de la température. A rapport de charge donné, l'instrumentation utilisée ne permet pas de faire de distinction nette entre les trajets de chargement. Dans les conditions explorées, le rapport de charge a donc un effet plus important sur l'échauffement du matériau que le trajet.



Agrandissement de (a) pour les essais à R = -1

Figure IV.17 **- Comparaison de l'évolution de la variation de la déformation maximale équivalente en fonction du nombre de cycles pour les essais courts (a) et les essais longs (b) à R = 0, R = -1 et avec la même contrainte maximale équivalente de von Mises $\sigma_{éq,vM,max}$ = 24.4 MPa**

La ***Figure IV.17*** montre que, malgré une évolution de la déformation maximale moins importante à R = -1, la durée de vie est plus courte (quelques dizaines de cycles) que pour l'essai à R = 0 (plusieurs centaines de cycles). Cette comparaison permet d'exclure l'idée d'une déformation critique pour initier l'adoucissement macroscopique.
On constate aussi que l'approximation d'un régime « accommodé » est plus convaincante en chargement alterné que sous l'effet d'une contrainte moyenne positive en chargement répété, pour lequel la déformation continue à augmenter sous l'effet de la contrainte moyenne. Ces résultats confirment les résultats annoncés précédemment par Crawford et Benham sur la différence entre chargements répétés et alternés sur la cinétique de propagation de fissures en fatigue dans les polymères [Crawford 1974].
Le passage aux déformations équivalentes de von Mises ne change pas les observations faites en déformations principales maximales. On conserve avec le même ordre d'évolution de la déformation sous l'effet de trajet (plus élevé en traction qu'en torsion et à son tour ce dernier plus élevé qu'en compression) et du rapport de charge (plus élevé à R = 0 qu'à R = -1).

La ***Figure IV.18*** donne la comparaison des modules dynamiques.

Dans le cas des essais alternés (R = -1), la stabilisation du module dynamique de l'essai long est nette et même plus rapide qu'observé sur les déformations. La chute est plus importante en revanche pour l'essai court. Dans les deux cas, il n'y a pas d'influence notable du trajet de chargement entre traction et torsion.

En ce qui concerne les essais répétés (R = 0), l'influence du trajet de chargement est la même pour les deux familles d'essais : le module dynamique est plus faible en traction qu'en torsion puis qu'en compression. A la fois la mobilité moléculaire d'ensemble et d'éventuels mécanismes d'endommagement de type cavitation sont potentiellement favorisés par une contrainte hydrostatique positive comme c'est le cas en traction. Ces résultats illustrent bien que la cinétique de déformation dépend du trajet et du rapport de charge, et que l'effet de ce dernier joue le premier rôle dans l'évolution des grandeurs mécaniques suivies.
La comparaison des deux familles d'essai montre encore une fois que le module dynamique ne peut être une grandeur critique car les valeurs des essais longs (avant d'atteindre la fin de vie) est inférieure à celle des essais courts.

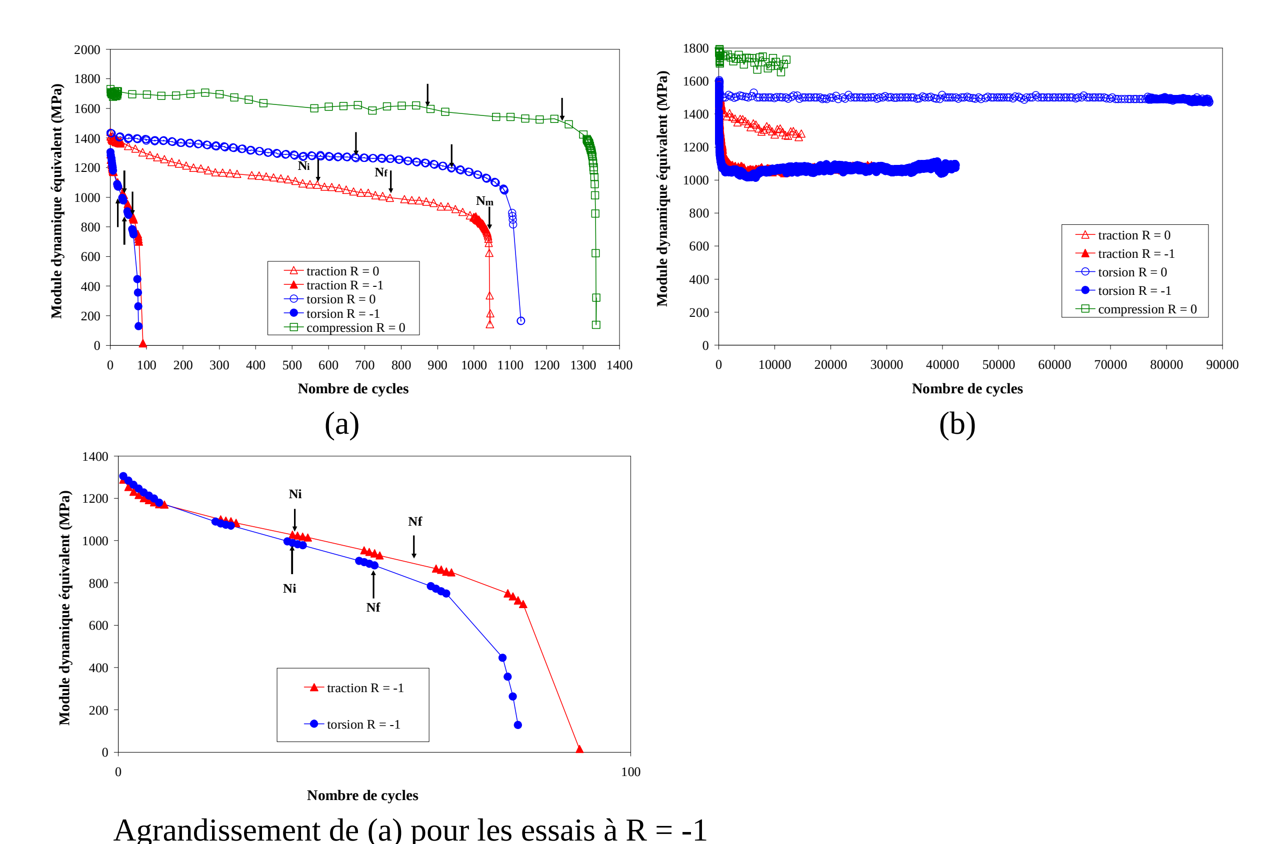


***Figure IV.18* - Comparaison de l'évolution du module dynamique équivalent en fonction du nombre de cycles pour les essais courts (a) et les essais longs (b) à R = 0, R = -1 et avec la même contrainte maximale équivalente de von Mises $\sigma_{éq,vM,max}$ = 24.4 MPa**

Pour compléter la comparaison des réponses mécaniques au-delà des déformations et du module dynamique, la ***Figure IV.19*** présente les cycles complets à N_i pour les cinq essais « courts » examinés dans cette partie, à même contrainte maximale équivalente de 24,4 MPa. L'effet du trajet de chargement sur la déformation moyenne apparaît clairement, avec une corrélation logique entre valeur de la contrainte hydrostatique et mobilité moléculaire. L'évolution du module dynamique et de l'aire de la boucle est cohérente avec une plus grande déformabilité sous l'effet d'une contrainte hydrostatique, bien que l'aire de la boucle contienne potentiellement d'autres informations comme le couplage thermo-élastique par exemple.

Nous avons montré, au chapitre III, que $\sqrt{J_2}$ permettait de corréler les courbes de fatigue en traction, torsion et compression à rapport de charge fixé. Malgré l'imprécision de la mesure,

lorsque l'on compare ces boucles, il semble que le module initial à la décharge soit le même pour les essais à même rapport de charge, à l'exception de la traction à R = 0. Cependant, dans ce dernier cas, le mode d'instabilité est différent puisque le tube ne flambe pas mais strictionne. Ceci pourrait fournir une piste pour formaliser la ou les grandeurs indicatrices de la fin de vie.
Pour poursuivre cette analyse, il faudrait élargir la comparaison à l'ensemble des essais des deux familles.

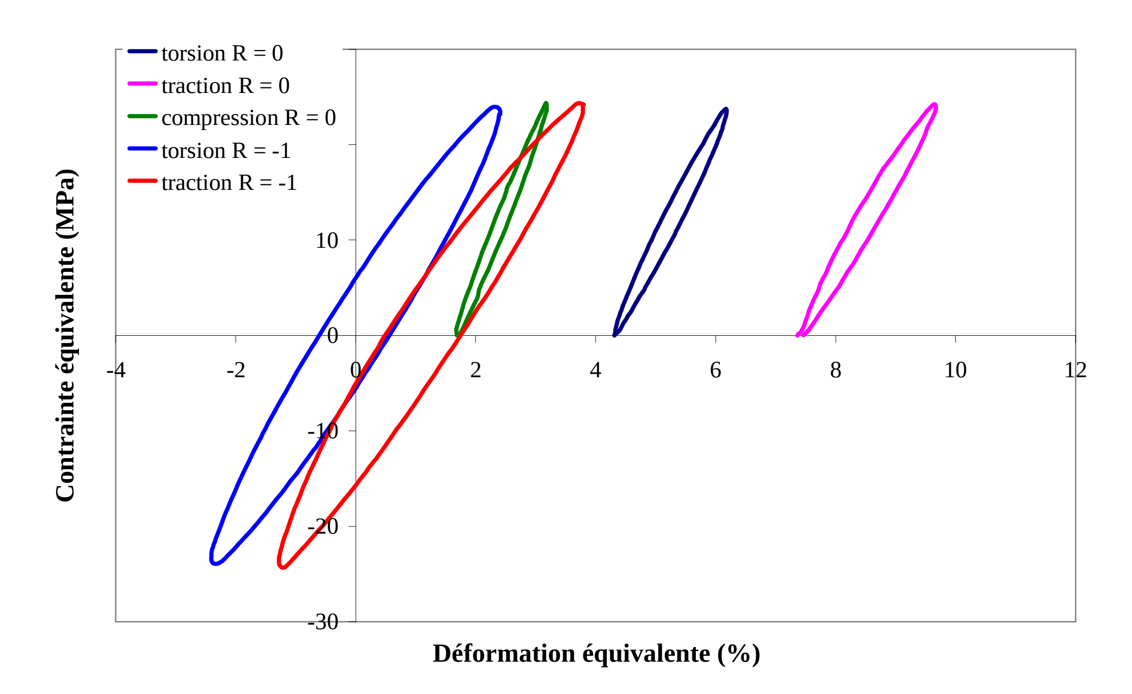


Figure IV.19 **– Comparaison des cycles à N_i pour les 5 cas de chargement pour une contrainte maximale équivalente de von Mises de 24,4 MPa** *(échauffements de 4, 2.7, 2.26, 2.1, 2.7 pour les 5 cas de la légende respectivement)*

Une conclusion importante de ces essais est que ni le niveau de déformation ni l'échauffement ne peuvent être retenues comme grandeur critique responsable de la fin de vie au sens où nous l'avons définie. L'objet du paragraphe suivant est de regarder brièvement l'effet de fréquence, susceptible d'influencer à la fois le niveau de déformation et son élévation de température, à environnement thermique supposé identique.

IV.1.5 Effet de la fréquence de sollicitation

Des essais cycliques à R = 0, à la même contrainte maximale équivalente de von Mises de 24.4 MPa, et à quatre fréquences de sollicitation couvrant un peu plus de deux décades (0.02 Hz, 0.2 Hz, 2 Hz et 10 Hz) sont comparés. Nous présentons les évolutions de l'échauffement et de la déformation maximale, en fonction du nombre de cycles sur la ***Figure IV.20*** et en fonction du temps sur la ***Figure IV.21***.

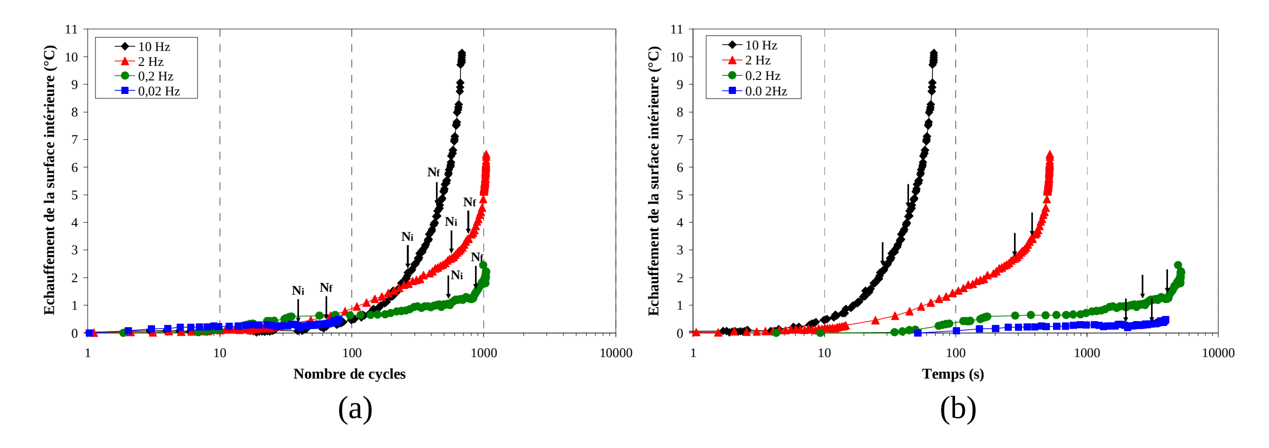


Figure IV.20 - **Comparaison de l'évolution de l'échauffement de la surface intérieure de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles (a) en fonction du temps (b) pour les essais de traction à R = 0 et aux quatre décades de fréquence, et avec la même contrainte maximale équivalente de von Mises $\sigma_{éq,vM,max}$ = 24.4 MPa**

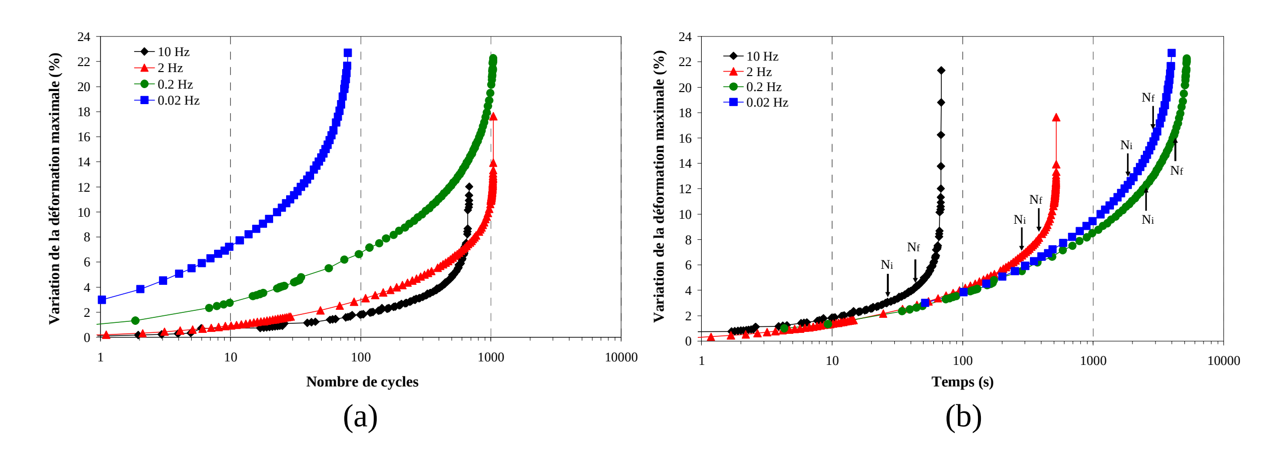


Figure IV.21 **- Comparaison de l'évolution de la variation de la déformation maximale en fonction du nombre de cycles (a) en fonction du temps (b) pour les essais de traction à R = 0 et aux quatre décades de fréquence, et avec la même contrainte maximale équivalente de von Mises $\sigma_{éq,vM,max}$ = 24.4 MPa**

Comme attendu, la première observation est que l'échauffement de l'éprouvette diminue avec la fréquence de la sollicitation. Le résultat que l'on observe ici tient compte d'une part des évolutions de température liées au couplage thermo-élastique et de la chaleur dissipée par les processus tels que la viscoélasticité, la plasticité ou l'endommagement, et d'autre part du problème de diffusion thermique, dicté par les propriétés thermiques du matériau et les conditions aux limites. L'influence de la fréquence sur les mécanismes dissipatifs ne peut pas être isolée, mais l'effet de la fréquence de sollicitation est généralement relié au caractère visqueux du comportement des polymères.

L'effet de la fréquence de sollicitation n'est pas manifeste dès les premiers cycles sur l'échauffement en surface : avec l'instrumentation utilisée, son effet n'apparaît qu'à partir d'un seuil de 100 cycles, correspondant à une dizaine de secondes pour le cas le plus sévère de 10 Hz.

Aux très faibles fréquences, les variations de température générées à chaque cycle par le couplage thermique et les mécanismes dissipatifs sont plus aisément compensées par la diffusion, et en particulier par les conditions d'échange qui sont celles de ces essais. Cet effet du temps apparaît clairement sur la ***Figure IV.20-(b)***. Dans le même temps, la déformation

atteinte à chaque cycle (***Figure IV.21-(b)***) augmente fortement lorsque la vitesse de sollicitation diminue. Cette manifestation est caractéristique d'un comportement viscoélastique : plus la sollicitation est lente, plus le nombre de changements de conformation des chaînes macromoléculaires activés pour atteindre le même niveau de contraintes augmente. Il en résulte un niveau de déformation plus élevé pour une fréquence de sollicitation plus faible à la même contrainte appliquée.

Cependant, on observe que les déformations maximales enregistrées pour les quatre essais à différentes fréquences suivent la même cinétique (***Figure IV.21-(b)***) malgré un nombre de cycles différent pour un même temps d'essai. En comparant par exemple les deux essais à 0.2 Hz et 0.02 Hz au moment du critère d'arrêt, on remarque qu'ils ont passé le même temps pour atteindre le même niveau de déformation (12.5 %) mais ils ne correspondent pas au même nombre de cycles. Cela suggère que le fluage joue un rôle important dans cette gamme de fréquence de sollicitation.

La dernière phase de localisation macroscopique est clairement marquée par une forte augmentation de la température à laquelle sont susceptibles de contribuer des processus localisés de forte déformation plastique.

IV.1.6 Effet des conditions d'échange thermique

Pour illustrer l'importance du problème thermique, des essais comparatifs ont été réalisés en modifiant les conditions d'échange thermique entre la surface extérieure du tube et le milieu ambiant, et en particulier la convection.
Les essais présentés ici ont été réalisés au cours d'une première campagne expérimentale de la thèse, avec une circulation d'air dont la température n'est pas contrôlée à l'intérieur du tube mais pas à l'extérieur. Ces essais sont effectués en traction et en torsion avec un niveau de contrainte maximale équivalente de von Mises appliqué en torsion ($\sigma_{eq,\ vM}$ = 17.7 MPa) inférieur à celui de la traction ($\sigma_{eq,\ vM}$ = 19.8 MPa). Pour chaque trajet, ils sont réalisés à la même contrainte maximale (19.8 MPa en traction et 10.2 MPa en torsion), à la même fréquence de 2Hz et au même rapport de charge R = -1, dans les conditions d'échange des essais précédents (conditions qualifiées de convection libre) et sous le flux d'air d'un pistolet à air comprimé dirigé perpendiculairement au tube sur un côté (conditions qualifiées de convection forcée). Les conditions aux limites thermiques dans ce dernier cas sont complexes et non-axisymétriques.
Les essais en convection libre sont menés en continu jusqu'à la fin de vie.
En traction, la convection forcée est interrompue après 3000 cycles pendant 220 cycles, puis relancée pendant 270 cycles, à nouveau interrompue à 3500 cycles jusqu'à la fin de l'essai mécanique stoppé à 3830 cycles. La fin de l'essai correspond au retour à température ambiante de l'éprouvette en convection libre. Seule la température est enregistrée ; son évolution est toujours représentée en nombre de cycles sur la ***Figure IV.22-(a)***, mais il s'agit d'une évolution dans le temps : la correspondance est celle du cyclage, à savoir 1 cycle pour 0,5 seconde. La température initiale diffère entre les deux essais : elle est de 22°C pour l'essai en convection libre contre 25.5°C pour l'essai en convection forcée.
En torsion, la convection forcée est stoppée à 4000 cycles pendant 550 cycles, puis relancée pendant 200 cycles et arrêtée jusqu'à la fin de l'essai. Au déclenchement de la limite machine à 5600 cycles, le tube est flambé.

Les évolutions d'échauffement, déformations et module dynamique sont respectivement représentées sur la ***Figure IV.22***, la ***Figure IV.23*** et la ***Figure IV.24***.

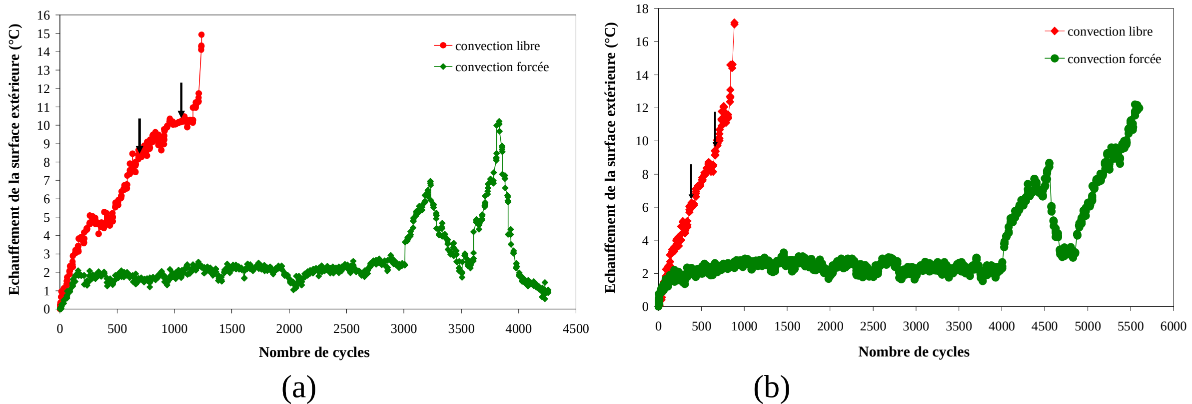


Figure IV.22 **- Évolution de l'échauffement de la surface extérieure de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour un essai à convection libre et un essai à convection forcée en (a) traction à R = -1, 2 Hz et à la même contrainte maximale (σ_{max} = 19.8 MPa) et (b) torsion à R = -1, 2 Hz et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

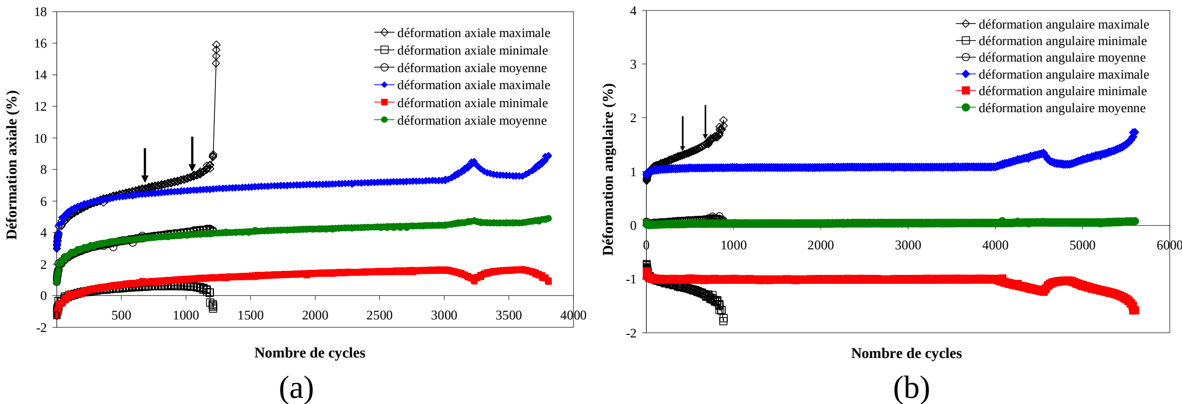


Figure IV.23 **- Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai à convection libre (signes évidés) et un essai à convection forcée (signes pleins) en (a) traction à R = -1, 2 Hz et à la même contrainte maximale (σ_{max} = 19.8 MPa) et en (b) torsion à R = -1, 2 Hz et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

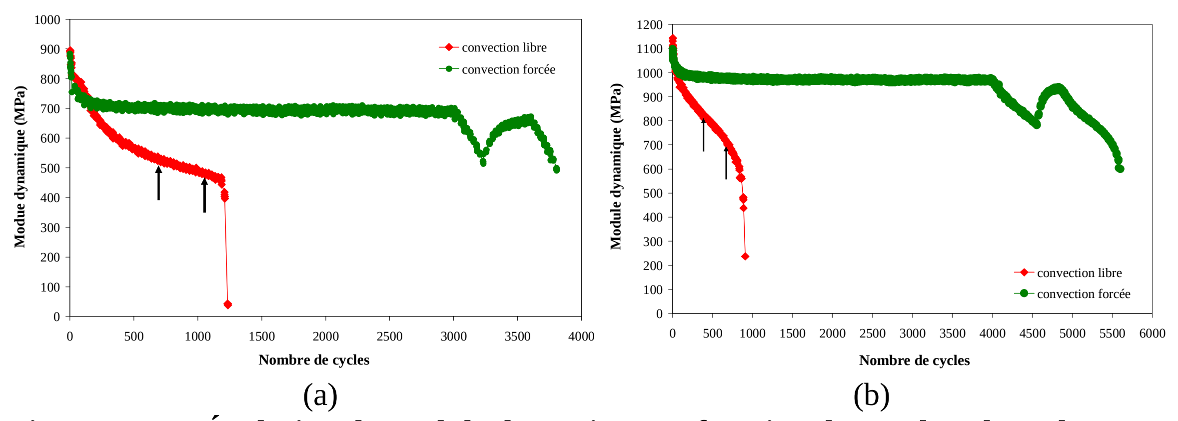


Figure IV.24 **- Évolution de module dynamique en fonction du nombre de cycles pour un essai à convection libre et un essai à convection forcée en (a) traction à R = -1, 2 Hz et à la même contrainte maximale (σ_{max} = 19.8 MPa) et en (b) torsion à R = -1, 2 Hz et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

La ***Figure IV.22*** montre que la modification des conditions d'échange limite fortement l'échauffement de l'éprouvette et retarde très significativement la fin de vie, qui passe de 690 à plus de 3000 cycles en traction et de 410 à plus de 4000 cycles en torsion entre convection libre et convection forcée. Les phases d'interruption / reprise de la convection forcée empêchent de déterminer N_i mais les valeurs de 3000 et 4000 cycles en sont des bornes nettement inférieures.

Pour les 100 premiers cycles environ, l'échauffement est un peu plus rapide dans le cas de la convection libre mais du même ordre que celui mesuré sous convection forcée. Les déformations et le module dynamique évoluent de façon similaire.
Par la suite, dans les phases de convection forcée, un régime stationnaire s'installe autour d'une élévation de température de l'ordre de 2 degrés dans les deux cas. Les évolutions de déformation et de module dynamique deviennent très lentes en traction et quasi nulles en torsion. L'approximation d'un régime stabilisé peut être faite.
Après interruption de la convection forcée, à 3000 cycles en traction et 4000 cycles en torsion, l'augmentation de température est immédiate avec une cinétique très voisine de celle mesurée jusqu'à N_i dans l'essai en convection libre, malgré un niveau de déformation à 3000 cycles déjà supérieur à celui mesuré à N_i en convection libre. En traction par exemple, les 220 cycles qui suivent conduisent à une variation de température de 4,5°C ; cette variation est atteinte en un nombre de cycles très proche (250 cycles) au cours de l'essai continu en convection naturelle également.

Les évolutions de déformation et de module dynamique montrent que les boucles se « couchent » au cours de cette phase de réchauffement, en restant centrées sur une déformation moyenne nulle en torsion, et avec un très faible décalage en déformation visible sur la déformation moyenne en traction. Les évolutions de déformation incluent la dilation thermique générée par l'élévation de température, mais celle-ci reste très inférieure à ce qui est mesuré ici. En effet, en considérant un coefficient de dilatation thermique linéique de 15.10^{-5} K^{-1}, l'élévation de température de 5°C correspond à une déformation d'origine thermique de $7.5.10^{-4}$.
Dans les deux cas, la plus grande déformabilité du matériau s'accompagne de variations de température issues du couplage thermo-élastique plus importantes également. Cela contribue également à l'échauffement d'ensemble si les conditions thermiques ne permettent pas d'évacuer la chaleur assez rapidement.

A la relance de la convection forcée, 220 cycles plus tard en traction et 550 en torsion, l'échauffement rechute. En traction, elle retrouve la valeur stabilisée atteinte avant interruption de l'air comprimé. En torsion en revanche, l'étape est trop courte pour cela. Les déformations maximale et minimale ré-évoluent inversement à la phase précédente, ce qui conduit à une ré-augmentation du module dynamique. Les déformations extrêmes (et par conséquent le module dynamique) ne retrouvent pas les valeurs extrapolées de l'étape antérieure sous convection forcée.

D'une façon assez générale, aussi bien dans les phases d'interruption de la convection forcée que dans les phases de reprise, les cinétiques d'évolution de la température et des déformations ne sont pas les mêmes. Dans les phases de reprise de la convection forcée notamment, la chute de température est régulière, alors que les évolutions de déformation sont rapides au début puis ralentissent. Ceci suggère que la déformation est dictée par des considérations à la fois mécanique et thermique. Ce phénomène est beaucoup plus marqué

que pour la phase de réchauffement précédente, ce qui apparaît cohérent avec des convolutions différentes des aspects mécaniques et thermique dans les deux phases.
La phénoménologie observée à la seconde interruption de la convection forcée après cycles, est la même qu'à la première interruption. Les cinétiques sont analogues.
En traction, le cyclage est stoppé à 3830 cycles mais on continue à suivre l'évolution de la température au cours de la phase de recouvrance qui suit. Dans cette phase, l'éprouvette est en convection naturelle. La cinétique de diminution de la température est un peu différente de la première interruption. Deux facteurs varient entre ces deux situations : la sollicitation mécanique (cyclage dans le premier cas, recouvrance à contrainte nulle dans le second) et les conditions d'échange (convection forcée dans le premier cas et naturelle dans le second). Bien que l'on évacue mieux la chaleur dans le cas de la première interruption, la diminution de température est plus lente. Ceci confirme sans surprise que le cyclage entraîne une élévation de température.

La comparaison de ces deux essais montre qu'il n'est pas possible de définir une limite critique sur la déformation ou le module dynamique. En effet, la déformation et le module dynamique de l'essai à convection forcée ont bien dépassé les limites de l'essai libre au moment de N_i. La modification des conditions d'échange accentue le rôle relatif de la part thermique du problème.

A l'inverse des essais précédents, un essai de torsion a été réalisé avec une convection forcée, mais cette fois-ci d'air chaud, en remplaçant, dans la même configuration que précédemment, le pistolet à air comprimé par un sèche-cheveux. Celui-ci n'est pas utilisé en continu mais par à-coups. La contrainte maximale est identique (10.2 MPa), de même que le rapport de charge (R = -1) et la fréquence (f = 2 Hz). Cet essai est comparé à l'essai continu en convection libre sur la ***Figure IV.25***, la ***Figure IV.26*** et la ***Figure IV.27.*** Il faut également signaler que l'éprouvette est déjà chauffée au démarrage de l'acquisition et de l'essai mécanique.

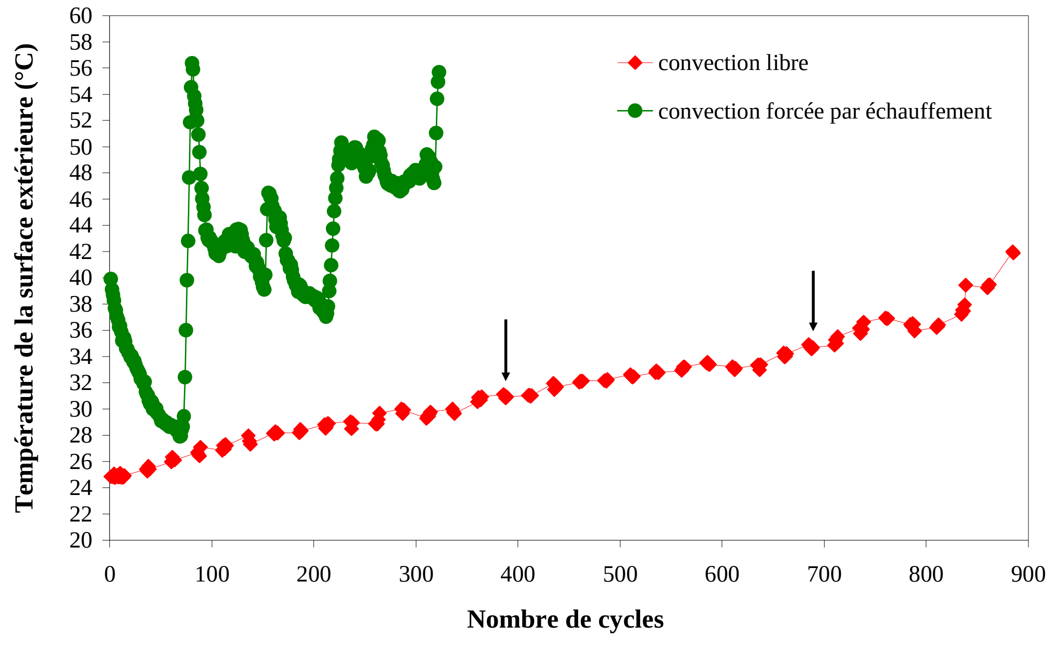


***Figure IV.25* - Évolution de la température (a) et de l'échauffement (b) de la surface extérieure de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour un essai à convection libre et un essai à convection forcée en torsion à R = -1, 2 Hz et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

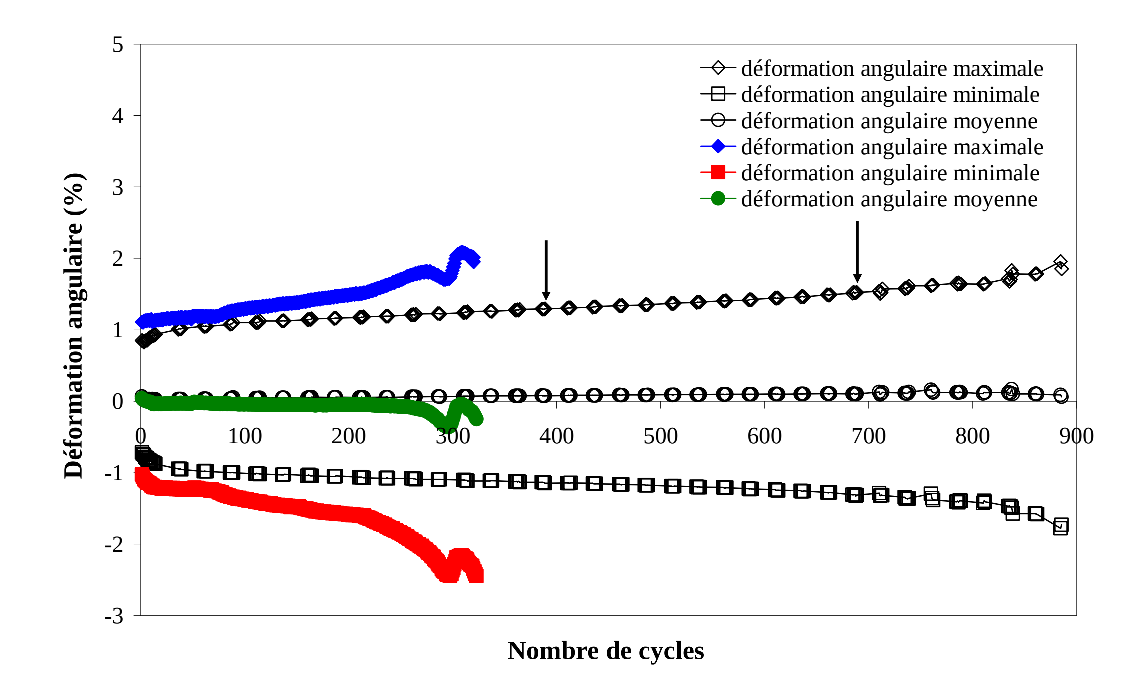


Figure IV.26 **- Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai à convection libre et un essai à convection forcée en torsion à R = -1, 2 Hz et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

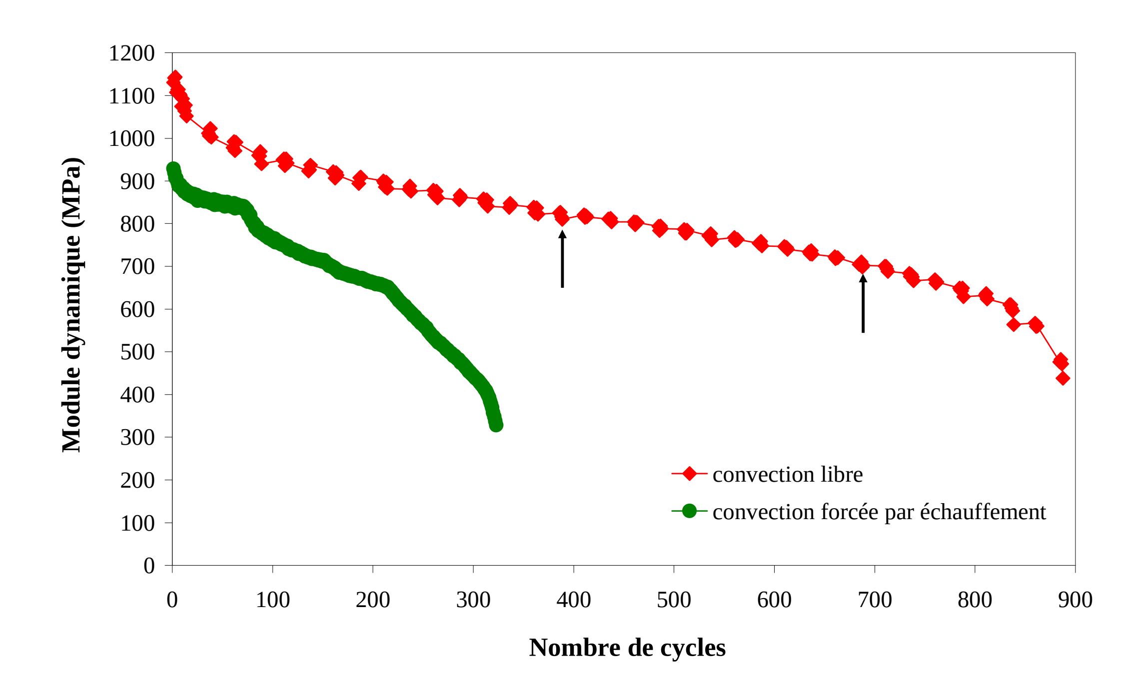


Figure IV.27 **- Évolution de module dynamique en fonction du nombre de cycles pour un essai à convection libre et un essai à convection forcée en torsion à R = -1, 2 Hz et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

Les évolutions de température ne sont pas régulières du fait du mode de chauffage mais la température en surface extérieure est globalement nettement plus élevée qu'au cours de l'essai continu en convection libre. Pourtant, les déformations extrêmes évoluent faiblement autour d'une déformation moyenne qui reste très faible.
Les différences de déformation maximale et minimale se traduisent par une diminution nette du module dynamique. La durée de vie est fortement affectée puisque l'éprouvette chauffée a flambé à la fin de l'essai, c'est-à-dire avant d'avoir atteint N_i sur l'essai en convection naturelle.

IV.1.7 Conclusion

Pour la famille des essais « court » et « long » séparément, l'évolution des déformations et du module dynamique est qualitativement semblable pour les chargements de traction, compression et torsion à rapport de charge donné. La seule spécificité concerne les éprouvettes sous chargements de torsion à R = -1 qui conservent une déformation moyenne nulle, à la différence des essais de traction qui évoluent vers des déformations d'ensemble positives, que l'essai démarre d'ailleurs par une phase de traction ou compression. D'une façon générale, les sollicitations alternées (R = -1) sont plus sévères : les éprouvettes flambent bien avant les niveaux de déformation atteints sous chargement répété (R = 0).

Les essais longs montrent qu'il est possible de définir un état thermo-mécanique stabilisé, caractérisé par une évolution très lente des grandeurs mécaniques et une stabilisation de la température, au moins avec la métrologie utilisé.
Dans le cas des essais courts en revanche, la comparaison des durées de vie d'éprouvettes testées dans différentes conditions montre qu'il n'est pas possible de définir séparément l'échauffement, la déformation ou de module dynamique critique pour la fin de vie telle que nous l'avons définie. De la même façon, les essais à conditions d'échange thermique variables ont montré que les conditions dans lesquelles on peut raisonnablement définir un état accommodé dépendent de la sollicitation mécanique mais également de la partie thermique. Le simple fait de changer les conditions d'échange peut permettre d' « installer » ou de « déséquilibrer » un état stabilisé. Pour poursuivre le développement de la démarche de dimensionnement en fatigue, il sera donc indispensable de définir et de modéliser un état stabilisé avec une loi de comportement thermo-mécanique.

IV.2 Identification des contributions à la déformation

L'application d'un chargement cyclique en contraintes conduit à une déformation de nature complexe. L'objectif de cette partie est d'essayer d'identifier les différentes contributions à cette déformation, et en particulier la part viscoélastique qui est une spécificité de ces matériaux. La démarche globale est basée sur des essais cycliques interrompus à différents stades du cyclage, suivis de phases de recouvrance pour évaluer la part recouvrable de la déformation.

Le retour en déformation peut résulter d'effets viscoélastiques, mais aussi de contractions qui accompagnent le retour à l'équilibre thermique après interruption du cyclage. La géométrie de l'échantillon et la dissymétrie des conditions aux limites thermiques rend difficile l'estimation du temps caractéristique de retour à l'équilibre thermique. Moreau [Moreau 2004] a analysé le retour à l'équilibre thermique d'une éprouvette haltère dont on considère la température de surface égale à la température moyenne dans l'épaisseur, les sources de chaleur homogènes dans la section droite, et les fuites longitudinales négligeables devant les fuites latérales. La constante de temps de retour à l'équilibre thermique est de 200 secondes pour un polyamide 12 et de 217 secondes pour un polyvinyldifluoré. Cette grandeur dépend du matériau, mais également de la géométrie de l'échantillon et des conditions d'échange à la surface. Ici, la constante de temps a été obtenue à partir d'essais sur éprouvette haltère en convection naturelle à la surface.
Comme l'illustre la ***Figure IV.28***, une constante de temps de retour à l'équilibre de 200 s correspond à une stabilisation de la température au bout de 800 à 1000 s.

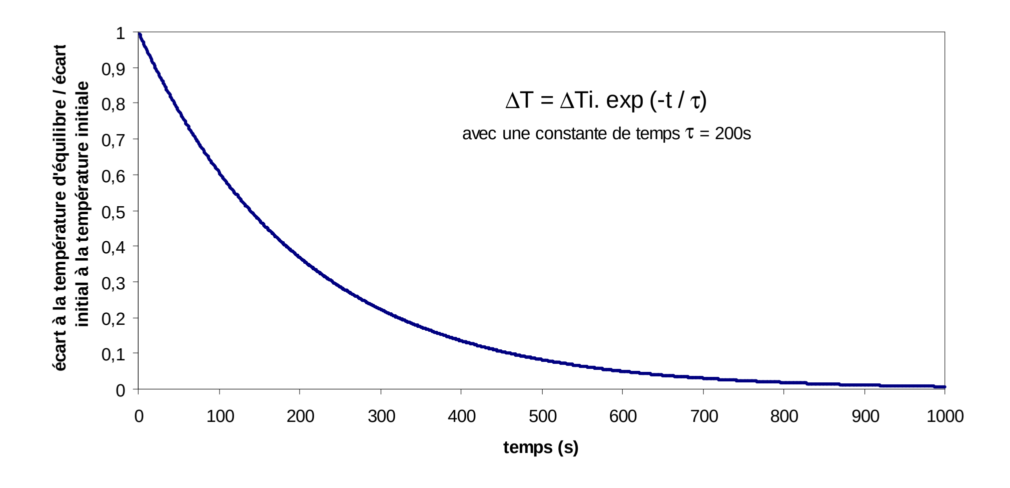


***Figure IV.28* – Cinétique de retour à l'équilibre de la température surfacique d'une éprouvette haltère en convection naturelle, pour une constante de temps de 200 s**

Ici, les temps de recouvrance atteignent plusieurs dizaines de milliers de secondes et permettent de considérer que la déformation résiduelle est affranchie de la part thermique.

On se place dans un cadre de sollicitations mécaniques réduit par rapport à celles testées pour formuler le critère de fatigue et on se limitera ici aux sollicitations à $R = 0$. En effet, la première partie de ce chapitre a montré qu'il s'agissait de conditions sévères pour l'évolution des déformations de l'éprouvette. L'étude sera très centrée sur la traction, et complétée par quelques résultats en torsion. Seules les fréquences de 2 Hz et 0.2 Hz seront considérées, pour

essayer de minimiser les échauffements et obtenir un compromis sur les temps expérimentaux.
Selon la même démarche que précédemment, nous allons d'abord détailler un cas particulier (celui de la traction à 2 Hz) avant de généraliser les analyses à l'influence de la fréquence et du trajet de chargement (torsion).

IV.2.1 Traction à R = 0 et à f = 2 Hz

Tous les essais présentés dans cette partie ont été réalisés en traction à R = 0 à la fréquence de 2 Hz et pour une contrainte maximale équivalente de von Mises de 24.4 MPa. La ***Figure IV.29*** montre la comparaison entre l'évolution de la déformation maximale mesurée au cours d'un essai de fatigue et, dans les mêmes conditions, mais après interruption à 80, 500 et 800 cycles.
La déformation « initiale » correspond à la valeur mesurée au tout début du cyclage, mais il est nécessaire de rappeler l'histoire du chargement.
Pour des raisons pratiques d'enchaînement de l'acquisition et du pilotage de l'essai, l'échantillon est amené à la valeur de contrainte moyenne de l'essai puis maintenu à cette valeur une dizaine de secondes (reproductible à ± 3 s d'un essai à l'autre) avant lancement du cyclage. La valeur initiale de la déformation cumule donc ces différentes étapes.
Durant la phase de cyclage, la reproductibilité de la déformation maximale est satisfaisante.
Après interruption du cyclage, l'échantillon est maintenu à force nul. La ***Figure IV.30-(a)*** représente l'évolution de la déformation au cours de la phase de recouvrance uniquement. Pour tous les essais de ce type présentés dans cette partie, les temps de recouvrance sont recalculés de la façon suivante : la valeur finale atteinte à la fin du chargement correspond à un temps de recouvrance théoriquement nul, mais arbitrairement fixé à 0,1 s ici pour permettre une représentation logarithmique.
Ce graphe montre que la déformation générée au cours du cyclage jusqu'à N_i, dans ces conditions, est intégralement récupérable et dans une très grande proportion jusqu'à N_f. Lorsque l'essai est interrompu tôt (après 100 cycles ici), la recouvrance en déformation est même tout de suite supérieure à ce qui a été généré au cours du cyclage.
De façon très classique, la déformation diminue fortement au début puis la vitesse de recouvrance ralentit. Le tracé en échelle logarithmique du temps montre que la déformation cesse d'évoluer lorsque le niveau de déformation initial en fin de cyclage est faible. Pour des déformations initiales plus importantes, on peut observer que la recouvrance continue, même après des temps très longs. La cinétique est alors logarithmique. Cette phénoménologie est classique de la viscoélasticité des polymères semi-cristallins.

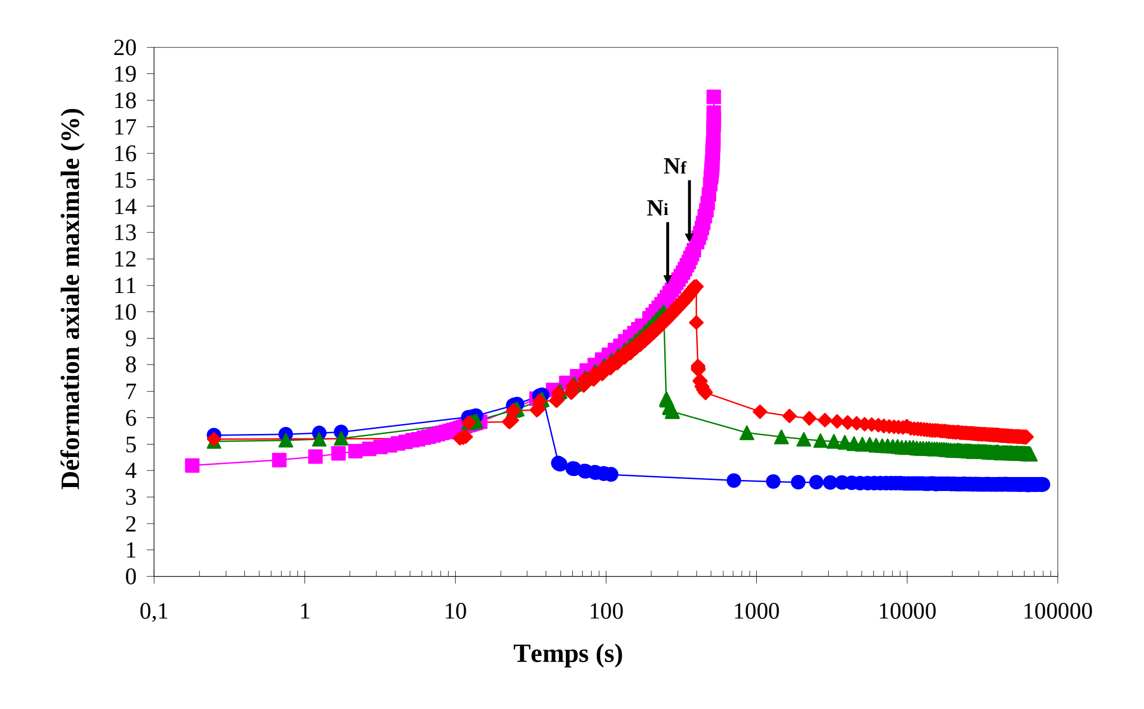


***Figure IV.29* – Courbe de traction-recouvrance à R = 0, 2 Hz et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa**

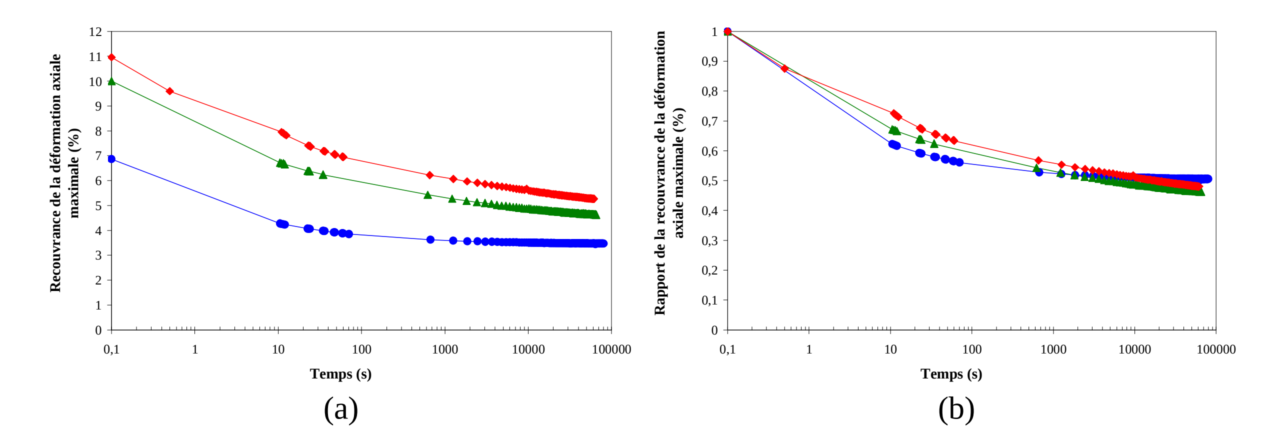


***Figure IV.30* - Evolution de la déformation maximale (a) et de la déformation maximale normalisée (b) en fonction du temps de recouvrance, après cyclage en traction à R = 0, 2Hz et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa (cf. *Figure IV.29*)**

Pour mieux comparer les cinétiques de recouvrance, la déformation maximale normée (c'est-à-dire divisée par sa valeur à la fin du cyclage) est représentée sur la ***Figure IV.30-(b)***. De la même façon que pour le retour à l'équilibre thermique évoqué au début de ce paragraphe, ce type de tracé permet de mettre en évidence une constante de temps moyenne caractéristique d'une cinétique de recouvrance exponentielle décroissante.

Pour interpréter les cinétiques de recouvrance, il faut garder à l'esprit que, si le cyclage préalable a conduit à une élévation de température, une partie de la diminution de la déformation au cours de la recouvrance peut être d'origine viscoélastique mais également due à la contraction qui accompagne le retour de l'éprouvette vers la température d'équilibre.

La ***Figure IV.31*** représente l'évolution de la température de surface au cours des étapes de recouvrance représentées ***Figure IV.30***. Cette figure confirme que le retour en température prend un millier de secondes environ. Dans cet intervalle de temps, l'ordre de grandeur de la

variation de température correspond à une contraction thermique d'ordre de grandeur inférieur à la diminution globale de déformation. Au cours des 100 premières secondes, le refroidissement est plus rapide lorsque la température de fin de cyclage est plus élevée, en accord avec la cinétique exponentielle de retour à l'équilibre thermique.
Après ces 1000 secondes environ, la déformation de l'essai le plus court est quasiment stabilisée. Cela permet d'interpréter la cinétique de recouvrance en terme majoritairement mécanique. Le temps caractéristique moyen augmente légèrement avec le niveau de déformation de fin de cyclage mais reste comparable ; ceci suggère que les mécanismes macromoléculaires mis en jeu ne sont pas très différents. Par analogie avec la recouvrance observée dans les polymères semi-cristallins après des fluages monotones, ce résultat peut paraître attendu car le niveau de déformation atteint après cyclage est très proche. Cependant, en situation cyclique ici, le nombre de cycle varie du simple au double entre les deux essais. Le cumul de plasticité ou d'endommagement peut donc être assez différent. Pourtant, le résultat présent suggère que, pour ce qui concerne la part viscoélastique, le niveau de déformation atteint au cours du cyclage est de premier ordre devant le nombre de cycles effectués.

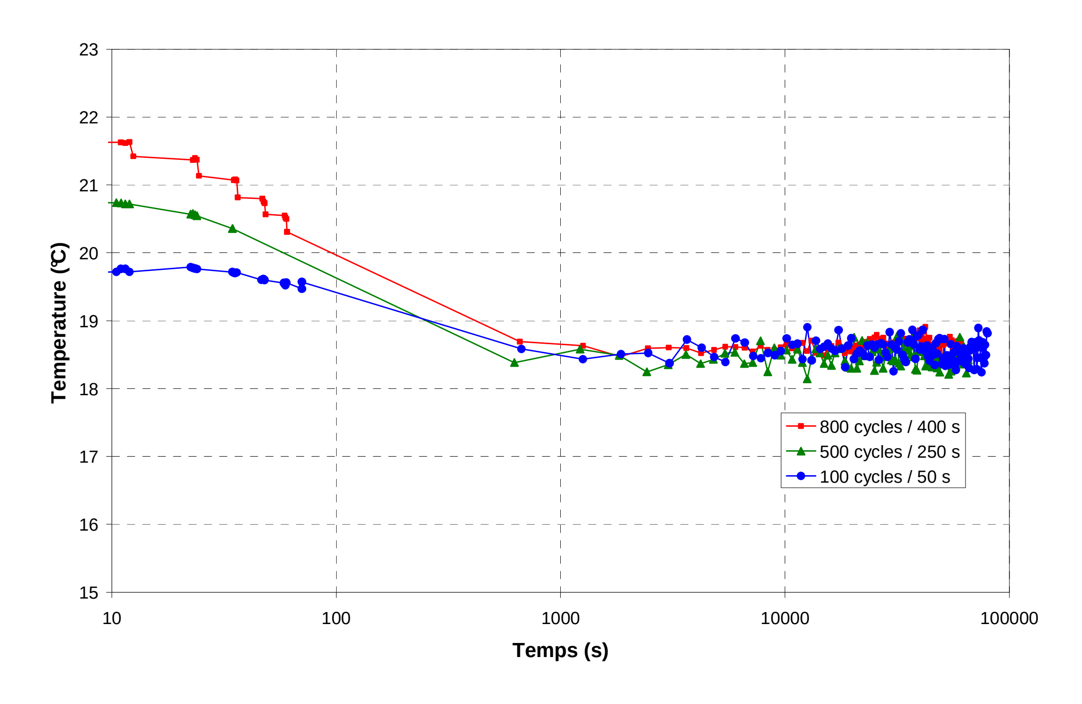


Figure IV.31* – Evolution de la température au cours des phases de recouvrance de la *Figure IV.30

La ***Figure IV.32*** représente le niveau de déformation résiduelle après recouvrance, en fonction du nombre de cycles précédemment effectués. Même si la déformation continue à décroître de façon logarithmique avec le temps de recouvrance, comme montré sur les Figures précédentes, nous considérons la déformation non récupérable comme le dernier point mesuré. Comme le temps de recouvrance dépasse très largement celui du retour à température ambiante, la déformation résiduelle mesurée correspond donc à la déformation plastique et/ou issue de l'endommagement, cumulée(s) au cours du cyclage.
Le dernier point correspond à un nombre de cycles avant recouvrance proche de N_f. En toute rigueur, la localisation de la déformation macroscopique a déjà commencé, sans être toutefois dramatique puisqu'il s'agit de la fin de la phase stationnaire. C'est pour cela que nous avons malgré tout retenu ce point.

Malgré le faible nombre de points, la ***Figure IV.32*** montre qu'il est pour l'instant raisonnable de considérer que le cumul de déformation plastique est une fonction linéaire du nombre de cycles.

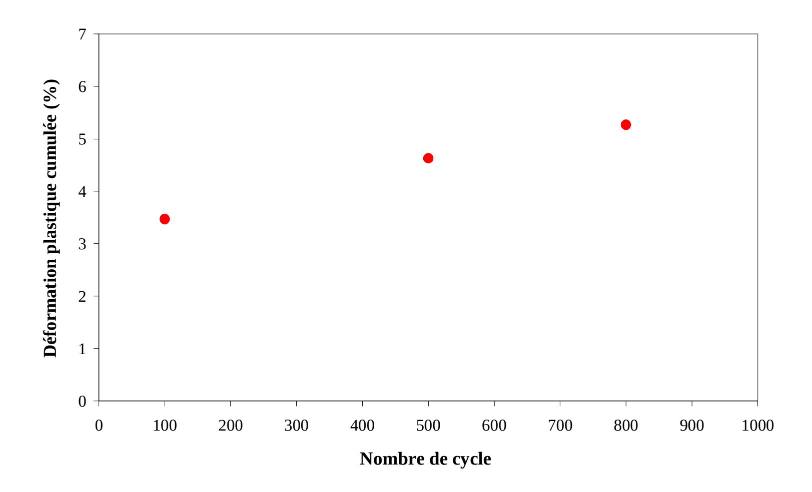


***Figure IV.32* – Déformation plastique cumulée en fonction du nombre de cycle pour les essais de traction à R = 0 ; 2 Hz et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa**

Ces essais ont montré une forte contribution viscoélastique à la déformation générée au cours du cyclage. Celle-ci est donc susceptible d'être influencée par la vitesse de sollicitation, et donc par la fréquence.

IV.2.2 Influence de la fréquence de cyclage en traction à R = 0

L'étude présentée dans ce paragraphe est donc similaire à la précédente mais la première phase de cyclage est effectuée à une fréquence plus faible de 0.2 Hz. La contrainte maximale est la même que précédemment. Nous avons montré au paragraphe IV.1.4 que l'échauffement reste faible dans cette situation, de 1.1°C à N_i. Les essais ont été interrompus après 60, 80, 180 et 800 cycles. L'ensemble des évolutions de déformation maximale est représenté sur la ***Figure IV.33***.

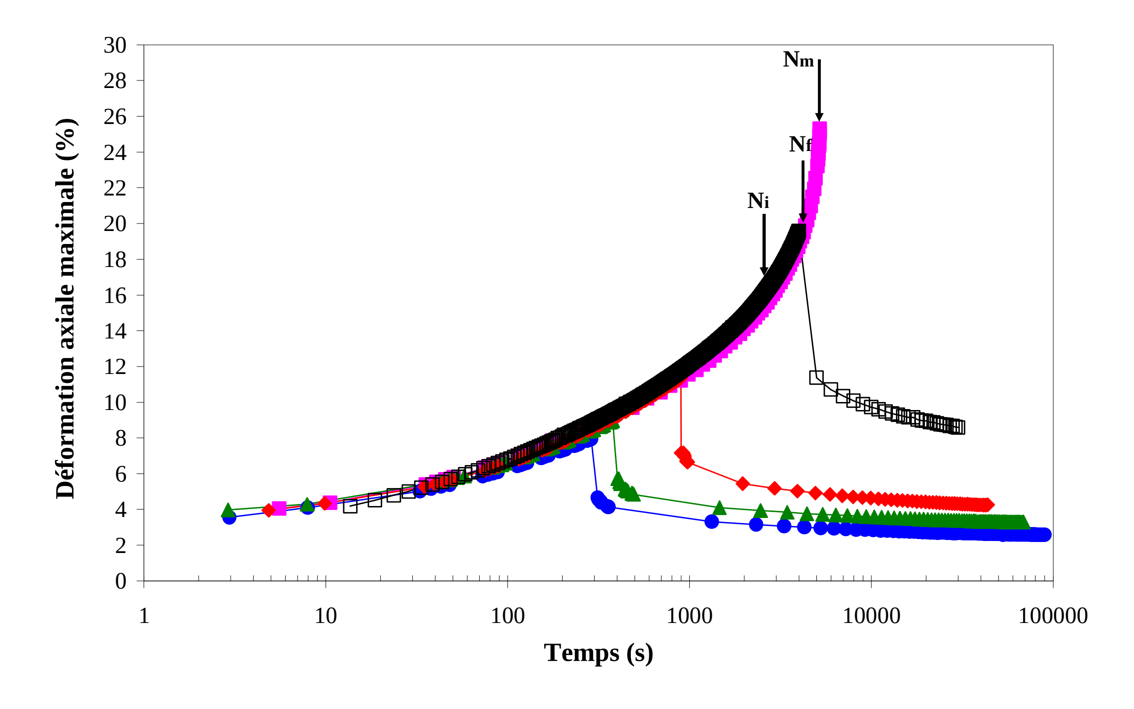


Figure IV.33 **- Courbe de traction-recouvrance à R = 0 ; 0,2 Hz et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa**

L'évolution de la déformation axiale maximale est également très reproductible à cette fréquence. On observe ensuite le même type de cinétique de recouvrance qu'après cyclage à 2 Hz : quand on interrompt les essais avant N_i, la déformation maximale induite par le cyclage apparaît entièrement récupérable, tandis qu'une contribution plastique supérieure est observée si l'interruption se fait après un certain nombre de cycles dépassant N_i.

Les phases de recouvrance sont isolées sur la ***Figure IV.34***, en grandeurs absolues, et normées par la valeur de déformation en fin de cyclage. Les évolutions de température de surface correspondantes sont présentées sur la ***Figure IV.35***. Cette figure confirme le faible échauffement au cours du cyclage à 0,2 Hz, et des évolutions de température plus sensibles au bruit de mesure.

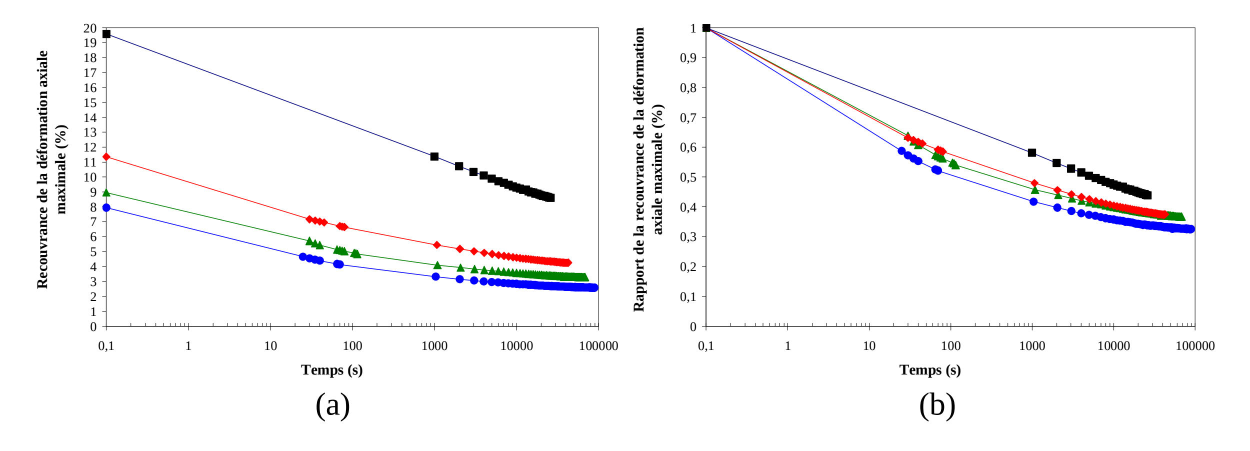


Figure IV.34 **- Evolution de la déformation maximale (a) et de la déformation maximale normalisée (b) en fonction du temps de recouvrance, après cyclage en traction à R = 0 ; 0.2 Hz et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa (cf. *Figure IV.33*)**

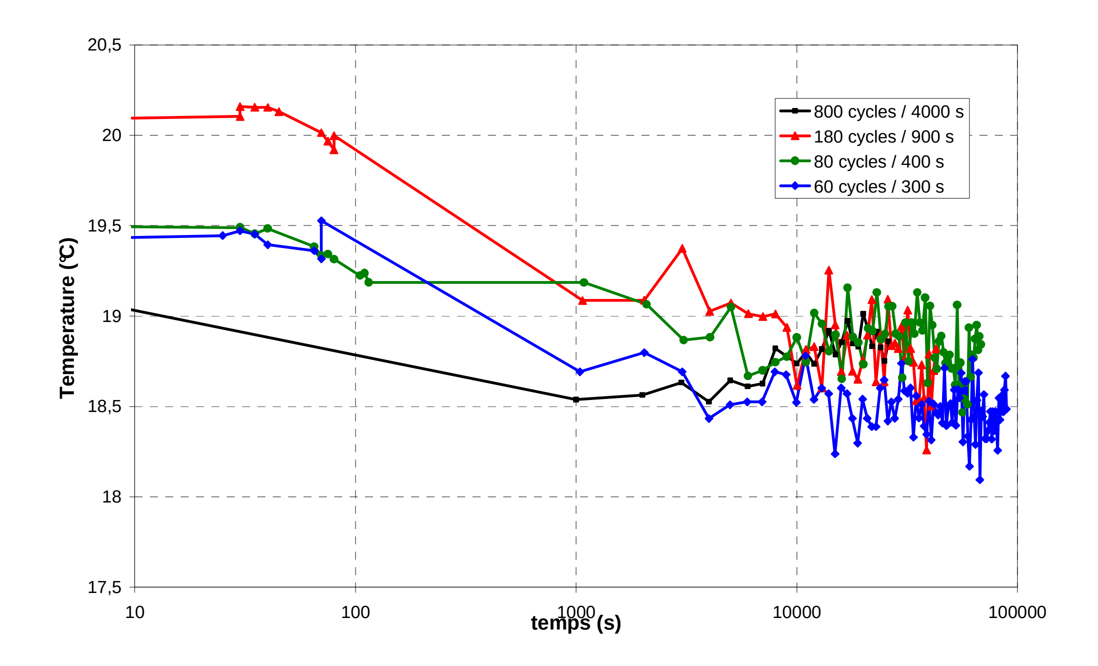


Figure IV.35 **- Evolution de la température au cours des phases de recouvrance de la *Figure IV.34***

Pour les éprouvettes ayant subi un nombre de cycles inférieur à N_i, les cinétiques de recouvrance sont quasiment identiques, malgré un nombre de cycles multiplié par trois. Pour la dernière éprouvette, le nombre de cycle préalable est presque égal à N_f : cela signifie que des mécanismes de plasticité et/ou d'endommagement locaux ont pu se développer et la cinétique de recouvrance constatée est plus difficilement interprétable. On peut noter cependant que, même dans ce cas, une part non-négligeable de la déformation reste récupérable.

La ***Figure IV.36*** illustre l'influence de la fréquence de cyclage sur la cinétique de recouvrance après interruption de l'essai dans le cas de la traction à 2 et 0,2 Hz. La ***Figure IV.36-(a)*** montre que les gammes de déformations explorées dans les deux familles d'essais est la même. Par contre, les nombres de cycles et temps de cyclage diffèrent.

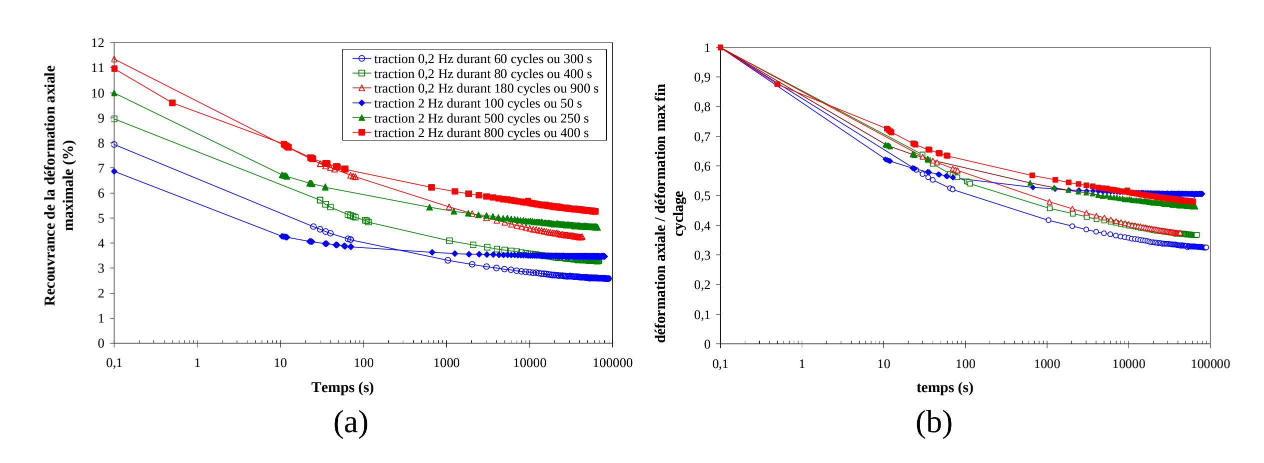


Figure IV.36 **– Influence de la fréquence de cyclage sur la cinétique de recouvrance après interruption de l'essai en traction en (a) grandeur absolue et (b) déformation normée par rapport à la valeur maximale de fin de cyclage**

La ***Figure IV.36-(b)*** donne la représentation en déformation normée par rapport à la valeur initiale. Elle montre que le temps caractéristique moyen de la recouvrance dépend davantage de la fréquence de cyclage que de la déformation maximale atteinte ou du temps de cyclage préalable. Ce temps est plus court dans le cas des essais rapides (2 Hz) que dans le cas des essais lents (0,2 Hz), malgré un échauffement préalable plus important à 2 Hz. Ceci paraît logique si l'on considère que les mécanismes moléculaires activés lors du cyclage, plus rapides dans le premier cas, participent aux premières phases de la recouvrance.

La ***Figure IV.37*** présente une autre façon d'analyser ces recouvrances, c'est-à-dire en ne considérant plus la fraction de déformation récupérée mais la variation de déformation. Il s'agit de décalages d'origine sur l'axe des ordonnées de la ***Figure IV.36-(a)***. La variation de déformation au cours du temps dépend du temps de cyclage préalable. En particulier, les éprouvettes cyclées pendant 400 s, correspondant soit à 800 cycles à 2 Hz ou à 80 cycles à 0,2 Hz, ont une variation de déformation qui évolue de la même façon au cours du temps. Ceci est logique pour la part de contraction thermique, jusqu'à 1000 secondes environ. Cependant, l'ordre de grandeur des écarts à la température d'équilibre est très différent pour les deux essais et devrait conduire à une contribution différente. Par ailleurs, l'ordre de grandeur des dilations thermiques pour ces variations de températures n'est pas suffisant pour expliquer les évolutions constatées ici. Ce résultat ci traduit une influence des temps longs (au sens du temps de sollicitation, par opposition au temps caractéristique du cyclage) sur les processus viscoélastiques. Par contre, la part de déformation plastique pour les deux essais à 400 s est différente.

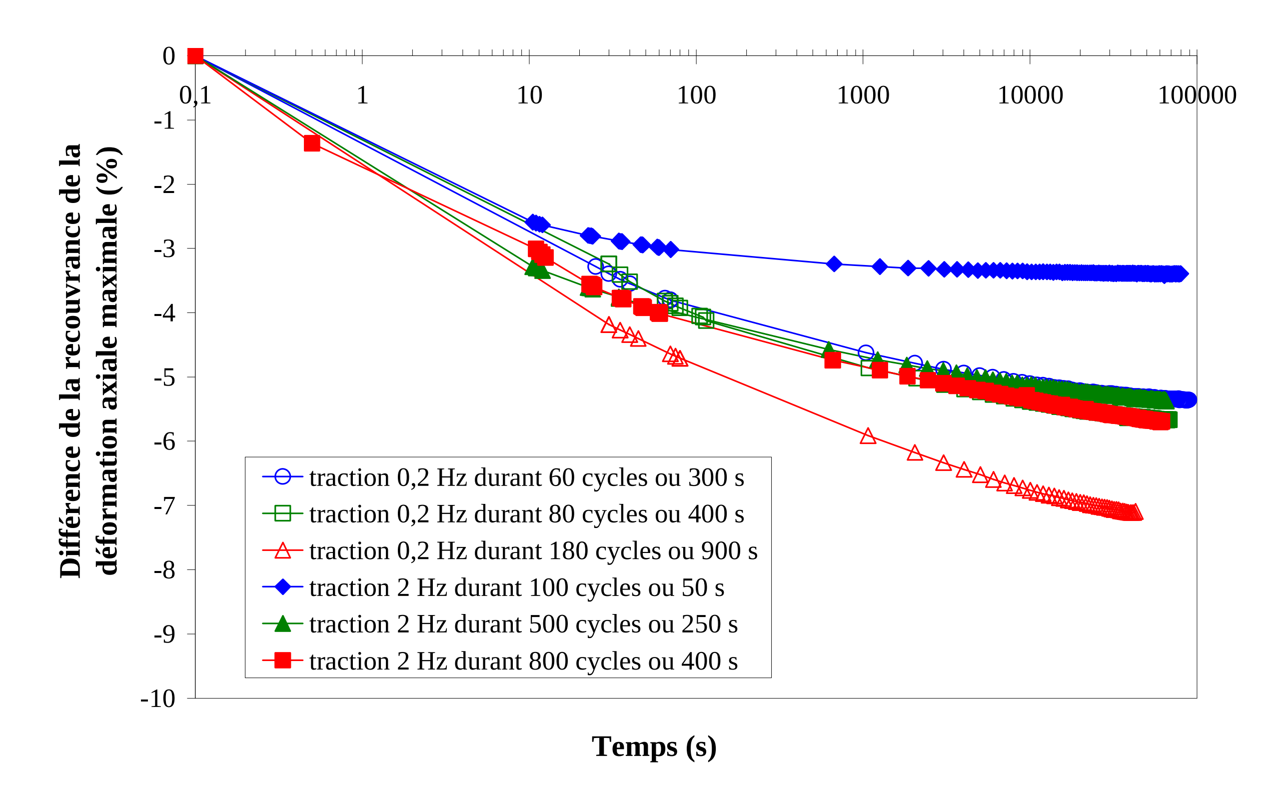


Figure IV.37 **– Différence de déformation mesurée au cours de la recouvrance après cyclage à 2 Hz et 0,2 Hz en traction**

La ***Figure IV.38*** représente la déformation plastique restante, à la fin de la phase de recouvrance et après retour à la température initiale, pour les deux fréquences considérées (2 Hz et 0.2 Hz). Il faut garder à l'esprit que chaque point correspond en fait à un niveau de

déformation de fin de cyclage différent : pour un même nombre de cycles, elle est plus importante à 0.2 Hz qu'à 2 Hz, en raison de la plus grande déformabilité du matériau à faible vitesse et en raison aussi du temps plus important passé à contrainte moyenne non nulle. L'écart augmente au fur et mesure du cyclage. Ceci pourrait contribuer à ce que la déformation plastique générée soit nettement plus importante après 800 cycles à 0.2 Hz qu'à 2 Hz. Néanmoins après 800 cycles à 0,2 Hz, N_i est dépassé et l'augmentation significative mesurée pour le dernier point peut également être associée au déclenchement de déformations plastiques locales qui accompagnent la localisation de la déformation.
Il n'est pas donc possible de conclure sur la dépendance de la loi de cumul de plasticité par rapport à la fréquence. En revanche, elle semble suivre une évolution semblable à celle de la déformation maximale, comme illustré sur la ***Figure IV.3*** en début de chapitre.

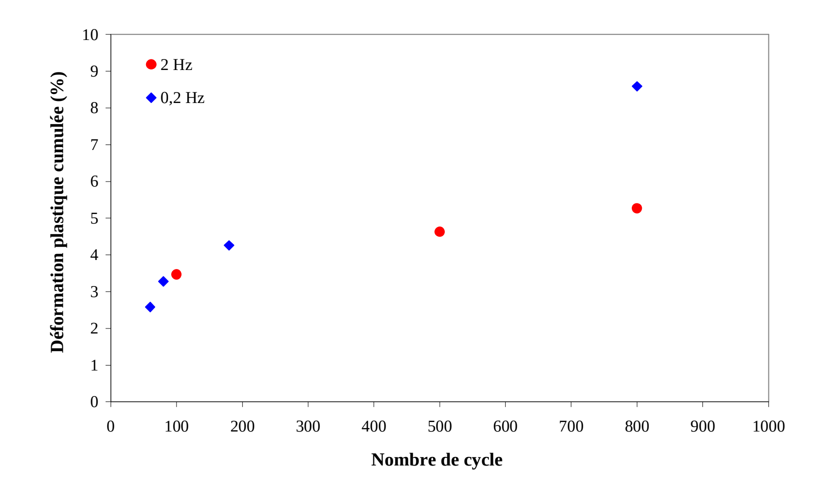


Figure IV.38* - Déformation plastique cumulée en fonction du nombre de cycle pour les essais de traction à R = 0 et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa *(les déformations de fin de cycle sont respectivement de 6,9 / 10 / 11% pour les essais à 2 Hz et 8 / 9 / 11,4 / 19,6% pour les essais à 0,2 Hz)

IV.2.3 Influence du trajet de chargement

Nous allons brièvement considérer l'effet du trajet de chargement sur la recouvrabilité de la déformation. Seuls deux essais ont été réalisés en torsion à R = 0 et à f = 0.2 Hz, à la même contrainte maximale équivalente de von Mises de 24.4 MPa. Ils ont été interrompus après 60 et 180 cycles.

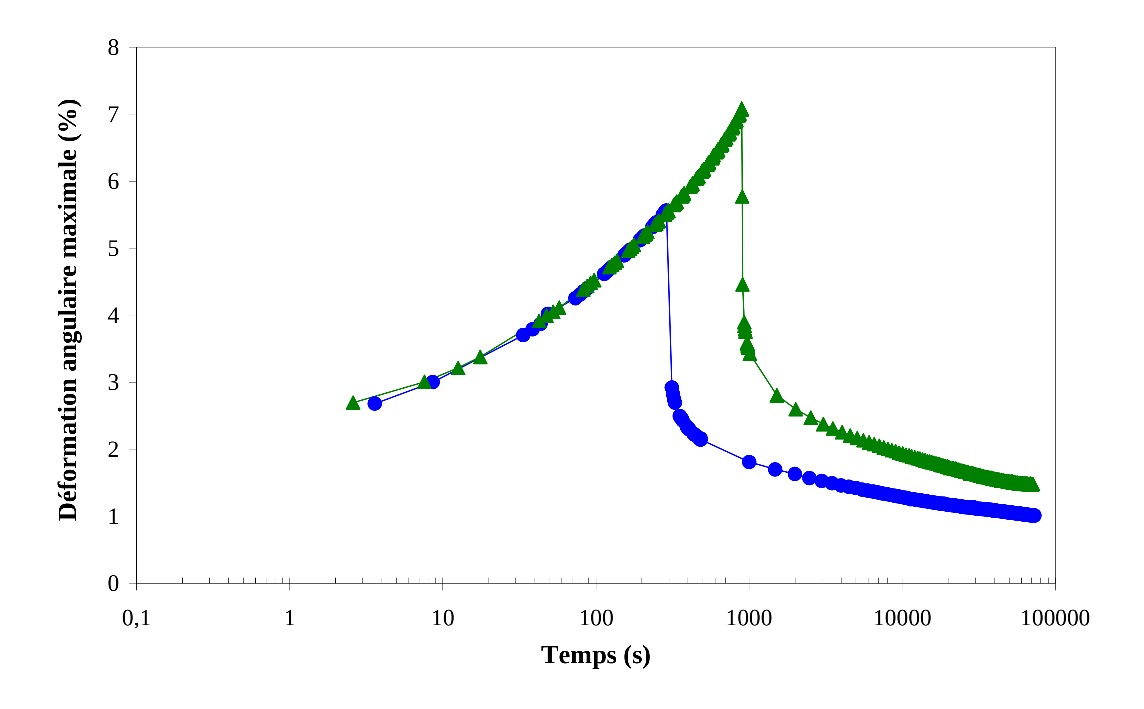


Figure IV.39 **- Courbe de torsion-recouvrance à R = 0.2 Hz et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa**

La ***Figure IV.39*** présente les essais complets et illustres la bonne reproductibilité de la déformation angulaire maximale au cours du temps. La ***Figure IV.420*** présente les évolutions la déformation angulaire maximale normée ou non, correspondante aux phases de recouvrance. La phénoménologie observée est très similaire au cas de la traction, avec des cinétiques très voisines de celle de la traction selon que le cyclage a été arrêté avant N_i ou non. Après presque 20 heures de recouvrance, l'échantillon ayant été cyclé 60 fois au préalable conserve une déformation très faible de 1 %. Elle est significativement inférieure à celle générée avant même le cyclage, du fait de la mise sous contrainte moyenne de l'échantillon. Dans le second cas, la déformation résiduelle est un peu supérieure, bien que le nombre de cycles effectué au préalable soit voisin, même supérieur, à N_f. Ces deux essais suggèrent que la part de déformation viscoélastique générée en torsion est encore supérieure à celle mesurée en traction.

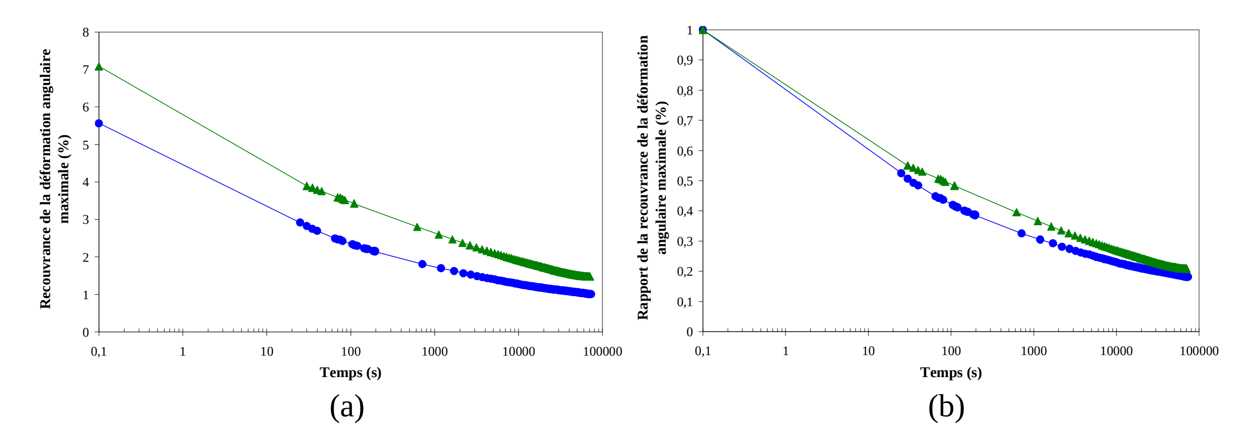


Figure IV.40 **- Evolution de la déformation angulaire maximale (a) et de la déformation angulaire maximale normalisée (b) en fonction du temps de recouvrance, après cyclage en torsion à R = 0.2 Hz et $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa (cf. *Figure IV.39*)**

La ***Figure IV.41*** compare les cinétiques de recouvrance de la déformation équivalente (au sens de von Mises) après traction et torsion à 0,2 Hz. Bien que les tendances soient les mêmes après 60 et 180 cycles, comme l'essai à 180 cycles en torsion a dépassé N_f, une comparaison rigoureuse ne peut être faite qu'après 60 cycles. Sur la ***Figure IV.41*-(a)**, la déformation initiale maximale équivalente est moins importante en torsion qu'en traction et sa recouvrance apparaît plus lente que dans le cas de la traction. Ceci est également visible en terme de temps caractéristique sur la ***Figure IV.41-(b)***. Par contre, comme illustré sur la ***Figure IV.42*** (avec une réserve sur le point figurant à 180 cycles en torsion), la part de déformation équivalente liée à la plasticité et/ou à l'endommagement est bien inférieure en torsion qu'en traction. Ceci suggère implicitement un effet de la contrainte hydrostatique sur ces processus irréversibles.

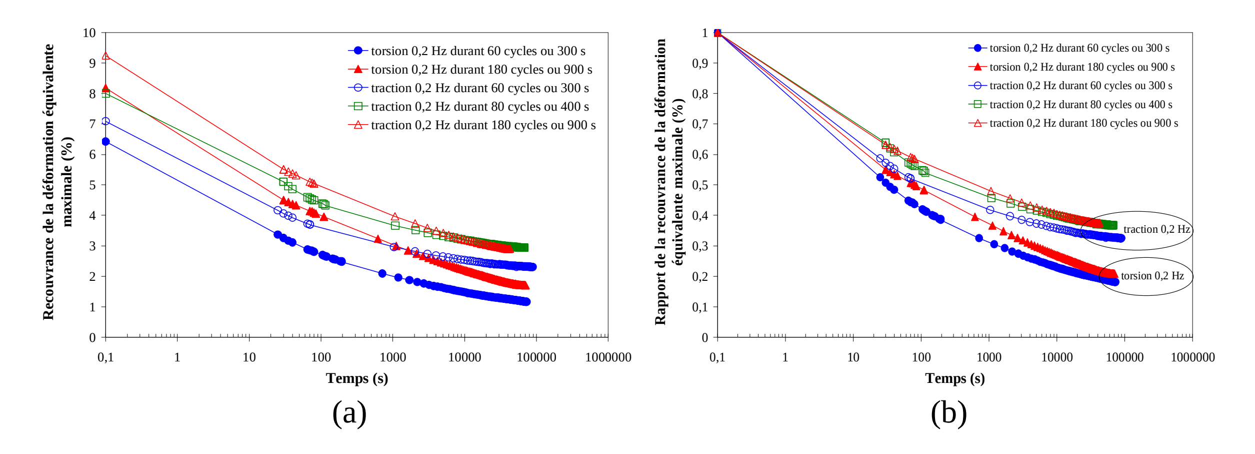


***Figure IV.41* – Influence du trajet de chargement sur la cinétique de recouvrance de la déformation équivalente après interruption de l'essai en traction et torsion à 0,2 Hz en (a) grandeur absolue et (b) déformation normée par rapport à la valeur maximale de fin de cyclage**

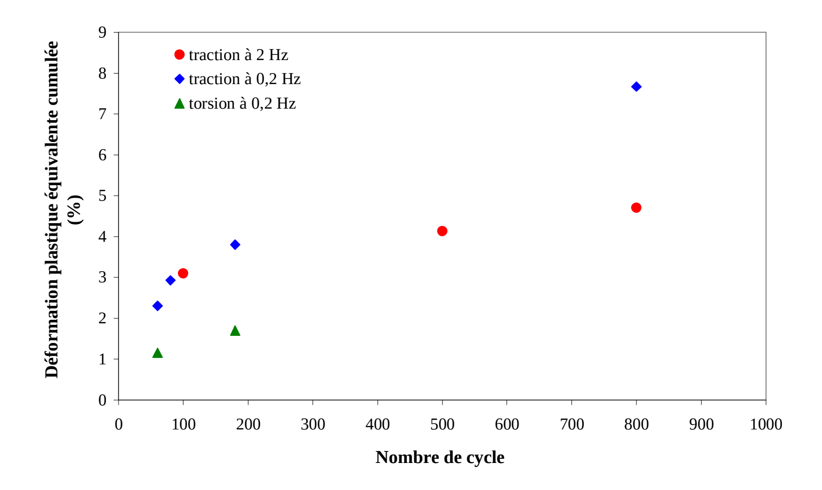


***Figure IV.42* - Déformation plastique équivalente cumulée en fonction du nombre de cycle pour les essais de traction et de torsion à R = 0 avec $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa**

IV.2.4 Cumul de déformation irréversible à R = -1

Pour essayer de compléter la compréhension du cumul de déformation irréversible au cours d'un essai de fatigue à R = -1, des essais alternant phases de cyclage (300 cycles à 2Hz) et phases de recouvrance (900 s) ont été réalisés (***Figure IV.43***) en traction et torsion alternées (R = -1). Les phases de recouvrance sont volontairement plus longues pour permettre le retour en température de l'éprouvette.
Pour compléter dans le même temps les rôles respectifs des effets thermiques et mécaniques au cours du cyclage, ces expériences sont comparées à des essais similaires, dans lesquels les phases de recouvrance sont remplacées par des blocs de cycles à une fréquence 10 fois inférieure pour maintenir l'éprouvette sous sollicitation mécanique tout en restant, dans des conditions d'échange thermique fixées, à des niveaux d'échauffement faibles.
Tous ces essais ont été réalisés au cours de la première campagne expérimentale de la thèse. Les niveaux de contrainte maximale sont les mêmes que ceux appliqués dans les essais en convection forcée présentés dans la partie 1 de ce chapitre : 19.8 MPa pour la contrainte axiale en traction et 10.2 MPa pour la contrainte de cisaillement en torsion. Ceci correspond à un niveau de contrainte équivalente de von Mises en torsion de 17.7 MPa, inférieur à celui de la traction.

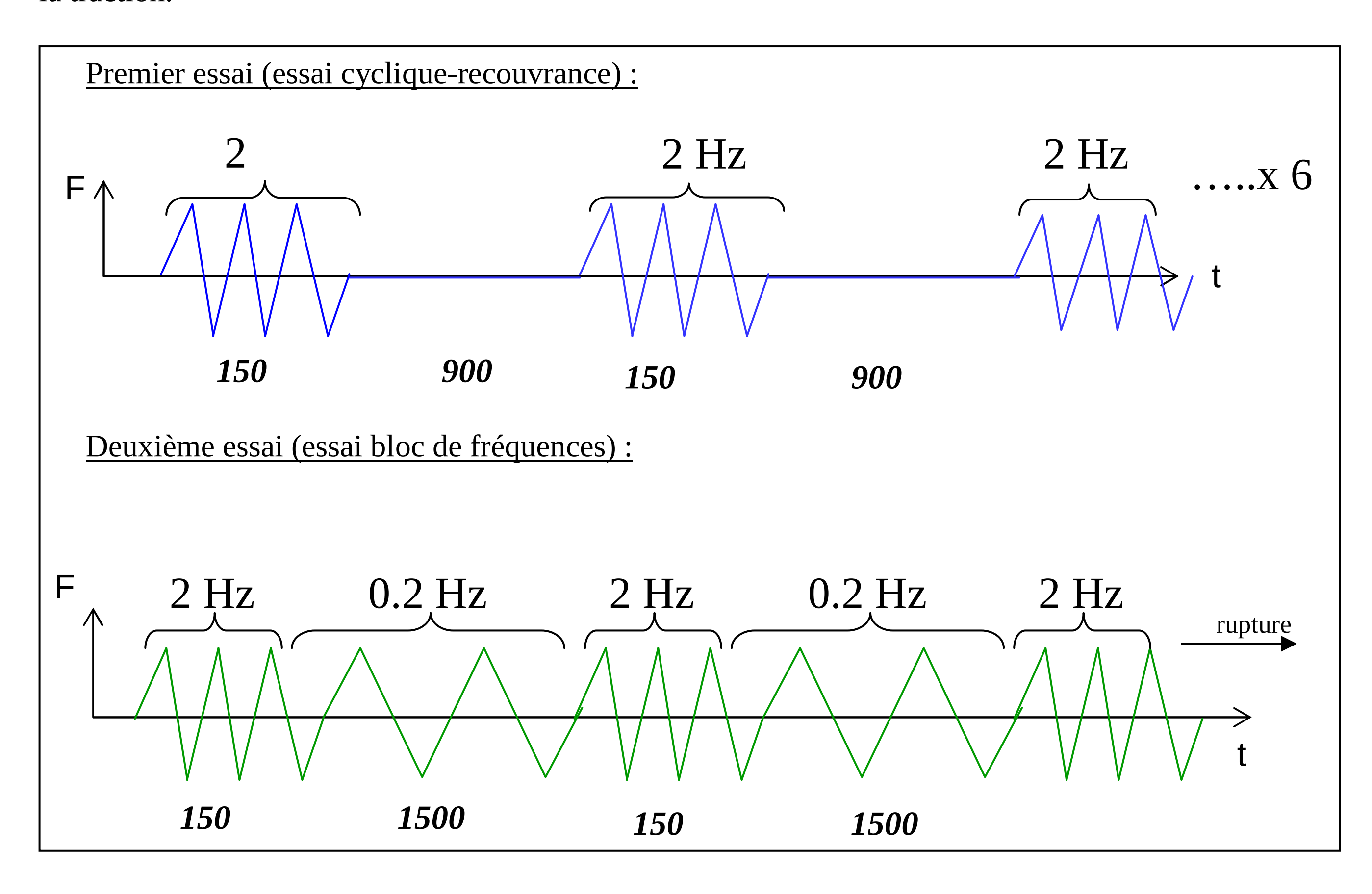


Figure IV.43 **- Descriptif des essais alternant blocs de cycles et recouvrance**

Pour pouvoir comparer ces différentes situations, les évolutions de l'échauffement, des déformations et du module dynamique sont représentées sur la ***Figure IV.44***, la ***Figure IV.45*** et la ***Figure IV.47*** en fonction du temps. C'est la température de la surface extérieure du tube qui est représentée ici car, en l'absence de circulation d'air à l'extérieur du tube, c'est là que l'échauffement est le plus important. Enfin, dans les phases de recouvrance, il n'y a pas de déformation maximale ou minimale et la grandeur représentée correspond à une déformation

moyenne. Dans ces phases de l'expérience, c'est donc la même information qui est représentée sur les parties (a) et (b) des graphes.

La ***Figure IV.44*** montre que les phases de cyclage initiales à 2 Hz s'accompagnent d'un échauffement de la surface extérieure de l'éprouvette reproductible entre les deux essais et cohérent avec les essais présentés précédemment. Il en est de même pour les évolutions des déformations maximale et moyenne sur la ***Figure IV.45***.
Les phases les moins sévères, de recouvrance ou de cyclage plus lent, correspondent à une diminution de la température et le retour, en 250s environ pour les deux trajets de chargement, à un échauffement quasi-nul par rapport à la température de début d'essai.
Même dans le cas des blocs de recouvrance, les conditions ne sont pas celles du retour à l'équilibre thermique car les processus de recouvrance viscoélastiques peuvent agir comme des sources de dissipation intrinsèque. Néanmoins, l'ordre de grandeur est comparable.
La comparaison avec les blocs de cyclage lent indique que les effets du couplage thermique associé au cyclage lent et les sources de dissipation intrinsèque ne sont pas perceptibles avec notre métrologie. Malgré les différences d'histoire de chargement entre les deux types d'essai, la cinétique d'augmentation de la température au cours des blocs à 2 Hz est similaire.
Au fur à mesure des blocs, on observe une légère augmentation de la température moyenne qui peut s'expliquer par une dérive de la température du vérin hydraulique mobile qui se transmet à l'éprouvette par conduction.

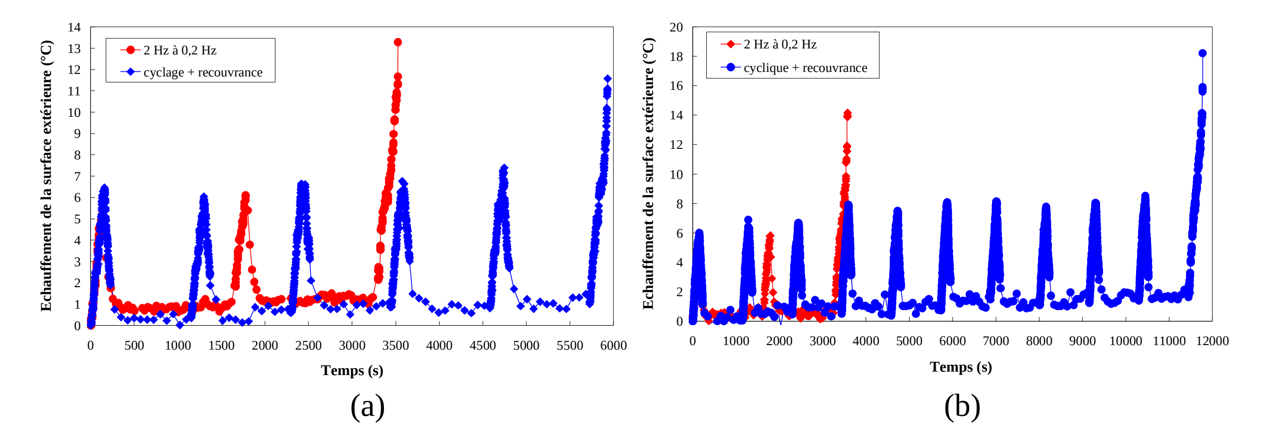
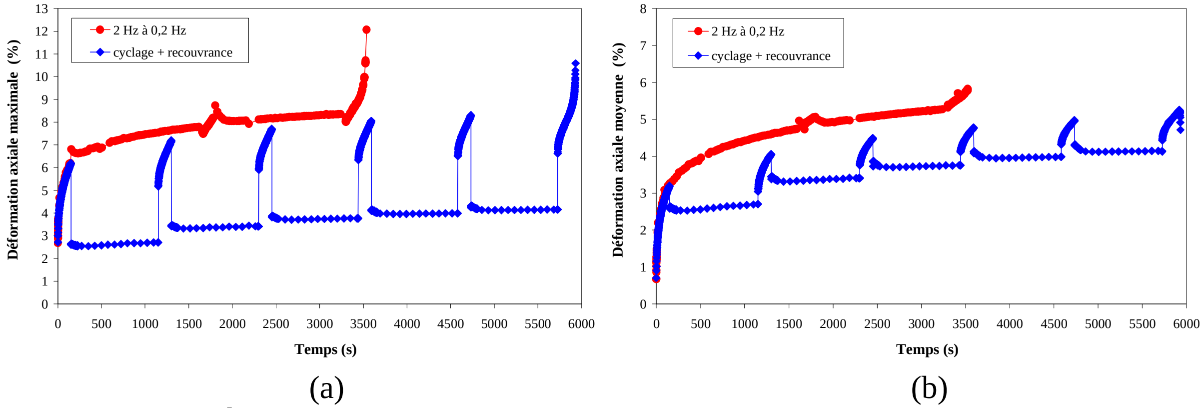


Figure IV.44 **- Évolution de l'échauffement de la surface extérieure de l'éprouvette en fonction du temps pour un essai par blocs avec deux fréquences différentes 2Hz/0.2Hz et un essai cyclique interrompus et suivi par recouvrance en (a) traction à R = -1 et à la même contrainte maximale σ_{max} = 19.8 MPa et en (b) torsion à R = -1 et à la même contrainte de cisaillement maximale τ_{max} = 10.2 MPa**

Malgré des évolutions de température très comparables, l'évolution des déformations maximale et moyenne entre les deux types d'essais est très différente. Le cas de la traction est illustré sur la ***Figure IV.45***.



(a) (b)

Figure IV.45 **- Évolution des déformations maximale (a) et moyenne (b) en fonction du temps pour un essai de traction par blocs avec deux fréquences différentes 2Hz/0.2Hz et un essai traction cyclique interrompus et suivi par recouvrance à R = -1 et à la même contrainte maximale σ_{max} = 19.8 MPa**

Au cours des blocs de recouvrance, une très large part de la déformation est récupérable et une petite contribution plastique, croissante, est observée. La courbe « enveloppe » décrite par la déformation moyenne traduit un fluage d'ensemble de l'éprouvette, déjà souligné en traction à R = -1. Ces paliers donnent accès à la déformation résiduelle en fonction du nombre de cycles cumulés à 2 Hz, représentée sur la ***Figure IV.46***. L'évolution est similaire à celle constatée à R = 0, avec une augmentation plus importante au début du cyclage. L'allure de la courbe rappelle celle des évolutions des déformations maximale et moyenne au cours d'un cyclage continu.

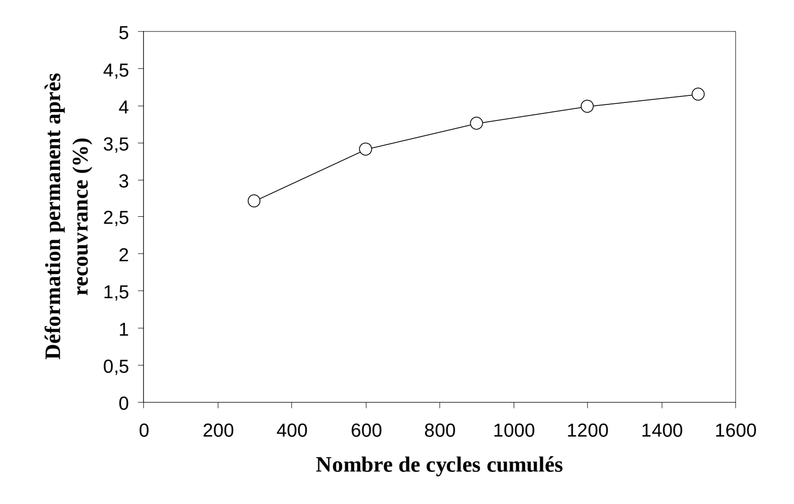


Figure IV.46 **– Cumul de déformation plastique au cours d'un essai de traction à R = -1 et σ_{max} = 19.8 MPa.**

Le retour en déformation et en température au cours des phases de recouvrance se traduit par une ré-augmentation du module dynamique à la reprise du cyclage à 2 Hz, comme le montre la ***Figure IV.47***. Néanmoins, on observe une baisse progressive du niveau de module dynamique ré-atteint au début des phases de cyclage. Un tel phénomène pourrait indiquer que les processus irréversibles sont plutôt de nature endommageante que plastique.
Cependant, il est plus probable que ceci soit une conséquence de l'échauffement progressif de l'éprouvette…

Dans les phases de cyclage, les déformations ré-augmentent et le module dynamique re-chute avec des cinétiques assez peu dépendante du stade de cyclage et de la déformation plastique générée. L'élévation de température contribue également à cette diminution.

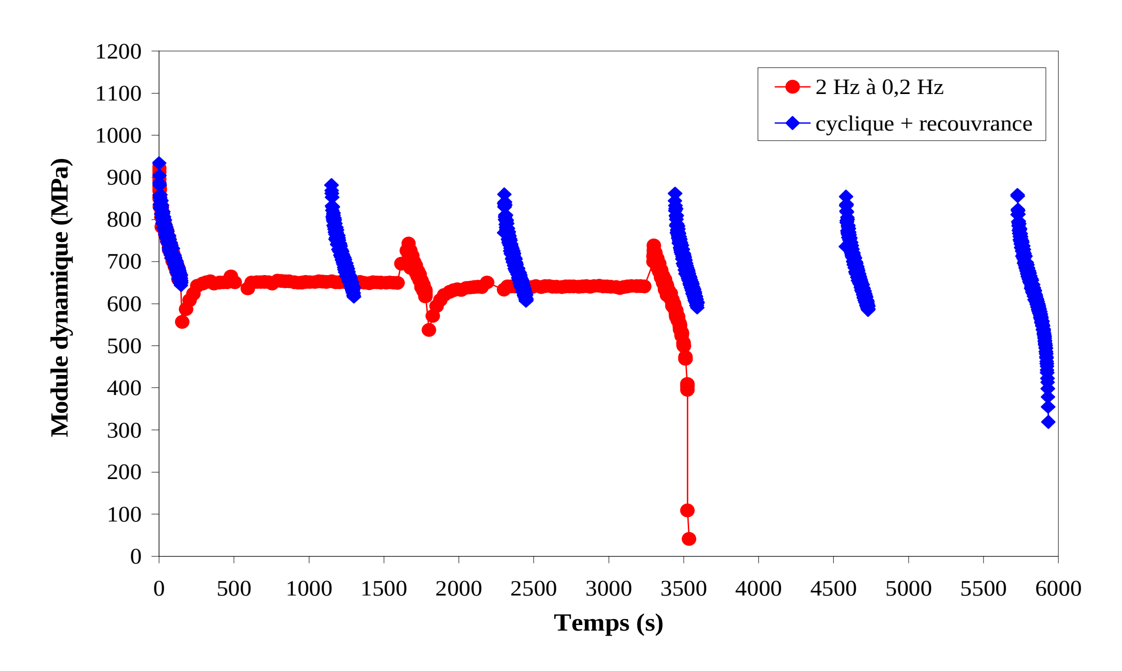


***Figure IV.47* - Évolution de module dynamique en fonction du temps pour un essai de traction par blocs avec deux fréquences différentes 2Hz/0.2Hz et un essai traction cyclique interrompus et suivi par recouvrance à R = -1 et à la même contrainte maximale σ_{max} = 19.8 MPa**

Au contraire des phases de recouvrance, les blocs de cyclage lent permettent une plus grande déformation du matériau, visible comme un « décrochement » sur les courbes de la ***Figure IV.45***. L'effet est logiquement plus net sur la déformation maximale que sur la déformation moyenne. Ceci se traduit par une ré-augmentation initiale du module dynamique au début du bloc (à laquelle contribue la baisse de température) puis une diminution au cours du bloc.
Les cinétiques de déformation et de module dynamique sont très proches dans les phases de cyclage à 2 Hz et 0.2 Hz. L'étude des effets de fréquence avait déjà montré que, malgré des origines différentes en terme d'échauffement et de déformabilité, ces deux fréquences donnaient des réponses très proches.

En conclusion, au cours des essais avec recouvrance, les cycles se « couchent » au cours du cyclage avec un décalage vers les déformations moyennes croissantes, et se « redressent » après les phases de recouvrance à partir d'une déformation en partie récupérée.
Au cours des essais avec cyclage lent, les cycles se stabilisent avec un décalage d'ensemble en déformation puis se « couchent » au changement de fréquence autour d'une déformation moyenne qui continue à évoluer quasiment selon la même cinétique. Du point de vue des durées de vie, l'insertion de 5 ou 10 blocs de recouvrance permet de multiplier la durée de vie par au moins 2 et 3 respectivement. Cela confirme qu'il y a donc une forte influence des effets thermiques et viscoélastiques sur l'apparition de l'instabilité.

Comme l'illustre la ***Figure IV.48***, le cas de la torsion diffère à nouveau par la non évolution de la déformation moyenne et une stabilisation du module dynamique (***Figure IV.49***). Les blocs de cyclage de l'essai avec recouvrances intermittentes, ainsi que les phases de cyclage à

0.2 Hz de l'essai avec cyclages lents correspondent à des transitoires très semblables à ceux décrits en traction. Au cours de l'essai avec recouvrances, la déformation maximale mesurée après chaque bloc de cycles augmente faiblement mais régulièrement et revient à une valeur nulle au cours des phases de recouvrance. Là encore, il n'est pas possible de dire si la déformabilité croissante du matériau provient d'un endommagement progressif ou d'un effet viscoélastique lié au temps et à la faible élévation de température de l'expérience.

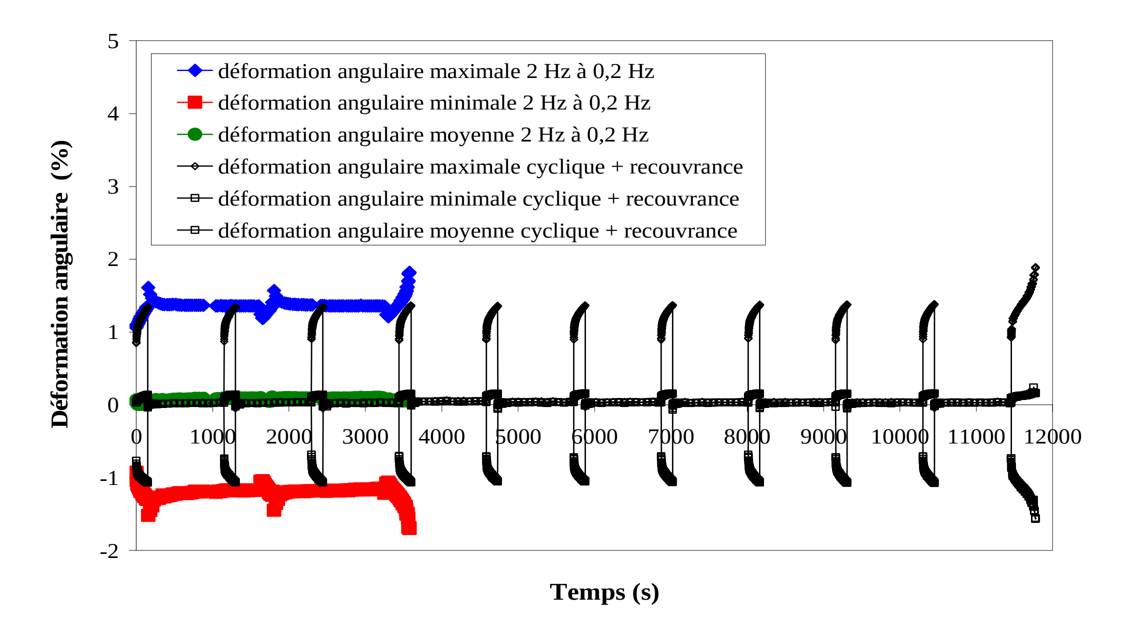


Figure IV.48 **- Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du temps pour un essai par blocs avec deux fréquences différentes 2Hz/0.2Hz et un essai cyclique interrompus et suivi par recouvrance en torsion à R = -1 et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

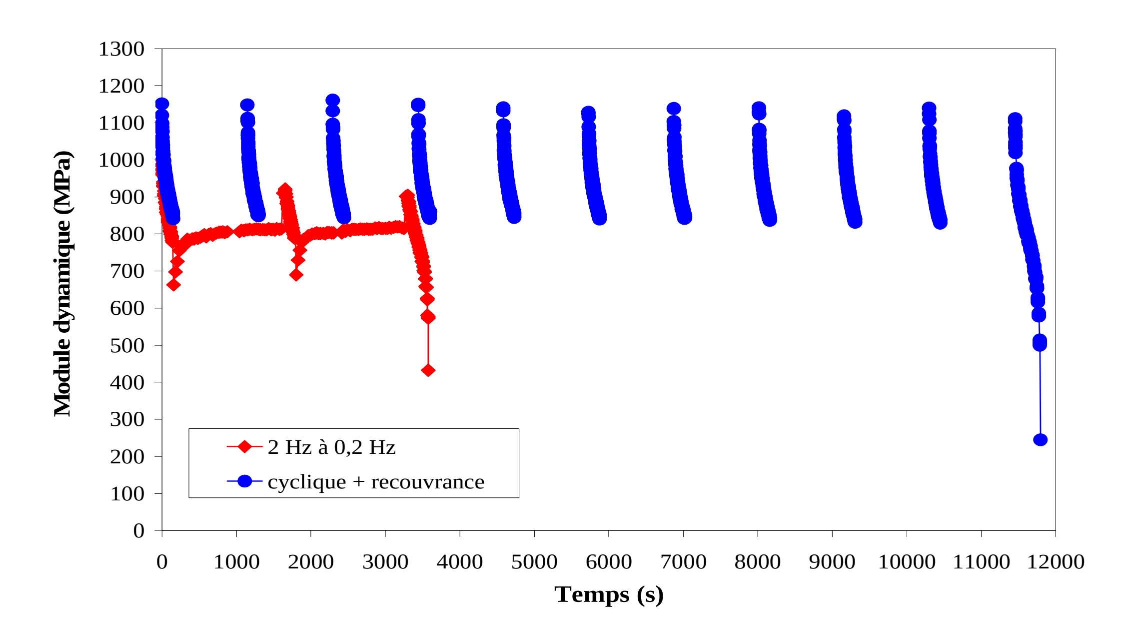


Figure IV.49 **- Évolution de module dynamique en fonction du temps pour un essai par blocs avec deux fréquences différentes 2Hz/0.2Hz et un essai cyclique interrompus et suivi par recouvrance en torsion à R = -1 et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

IV.2.5 Conclusion

Les résultats de cette partie mettent en évidence qu'une part très importante de la déformation générée au cours du cyclage est récupérable après interruption du cyclage et recouvrance.
La déformation résiduelle liée à la plasticité et/ou à l'endommagement dépend du nombre de cycles préalable selon une loi non linéaire, qui semble similaire à l'évolution de la déformation maximale au cours du cyclage. Ce constat est valable pour les essais réalisés à R = 0 et R = -1 en traction. En traction, la déformation résiduelle ne dépend pas de la fréquence de cyclage. En revanche, elle est nettement moins importante en torsion qu'en traction, suggérant ainsi une influence de la contrainte hydrostatique sur le développement de ces mécanismes irréversibles.
A trajet et fréquence fixées, et pour des nombres de cycles inférieurs à N_i, les mécanismes de recouvrance suivent un temps caractéristique moyen peu sensible au niveau de déformation atteint et/ou au nombre de cycles. Cette constante de temps dépend en revanche de la fréquence de cyclage et du trajet de chargement. En grandeur absolue, la diminution de déformation au cours du temps dépend fortement du temps de cyclage préalable.
Il apparaît donc à la fois une influence des temps courts (temps caractéristiques du cyclage) et des temps longs (temps total de cyclage) sur les mécanismes viscoélastiques responsables de la recouvrance. Ces échelles de temps sont également visibles au changement de blocs de chargement dans les essais séquencés.

IV.3 Facteurs d'influence de la contribution viscoélastique

Comme une forte contribution viscoélastique au comportement cyclique a été mise en évidence jusqu'à N_i, il est important de s'intéresser à deux phénomènes influençant potentiellement la viscoélasticité :
- d'abord au rôle relatif, sur l'évolution de la déformation, du fluage sous l'effet de la contrainte moyenne par rapport à celui du cyclage
- ensuite à l'influence de l'histoire du chargement.

IV.3.1 Rôle du fluage sous l'effet de la contrainte moyenne

Pour cela, les évolutions de déformation moyenne obtenues au cours d'essais cyclés à rapport de charge positif sont comparées aux évolutions de déformation mesurées au cours d'essais de fluage sous la même contrainte moyenne. Dans le même esprit que précédemment, ces essais sont suivis de phases de recouvrance pour évaluer la part viscoélastique de la déformation générée.

IV.3.1.1 Effet du cyclage à contrainte moyenne positive sur l'évolution de la déformation

Cette première partie vise à évaluer l'influence du cyclage sur l'évolution de la déformation moyenne de l'éprouvette, pour deux trajets de chargement donnés (traction et torsion). Les chargements appliqués correspondent à une contrainte maximale équivalente appliquée de 24,4 MPa, identique pour tous les essais, et un rapport de charge nul.
La ***Figure IV.50*** et la ***Figure IV.51*** comparent les évolutions de déformation moyenne au cours de cyclages et de fluages à la même contrainte moyenne de 12,2 MPa, en traction puis en torsion. Ces courbes soulignent encore la bonne reproductibilité des essais. Elles font apparaître un effet accélérateur important du cyclage sur l'augmentation de la déformation

moyenne. Cet écart est significatif dès les premiers stades, dans une gamme de temps où les effets viscoélastiques sont importants, et augmente au cours du temps.

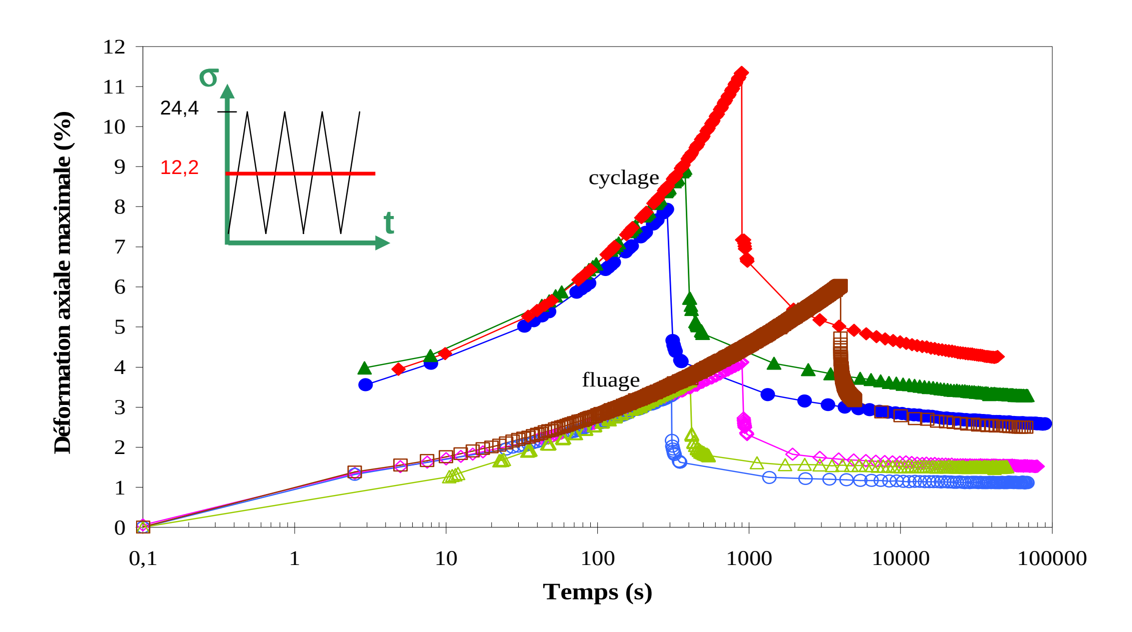


Figure IV.50 **– Evolution de la déformation moyenne au cours de cyclages en traction (R=0 ; 0.2 Hz ; $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa) et de fluage à la même contrainte moyenne ($\sigma_{éq,moy}$ = 12.2 MPa) puis de recouvrances**

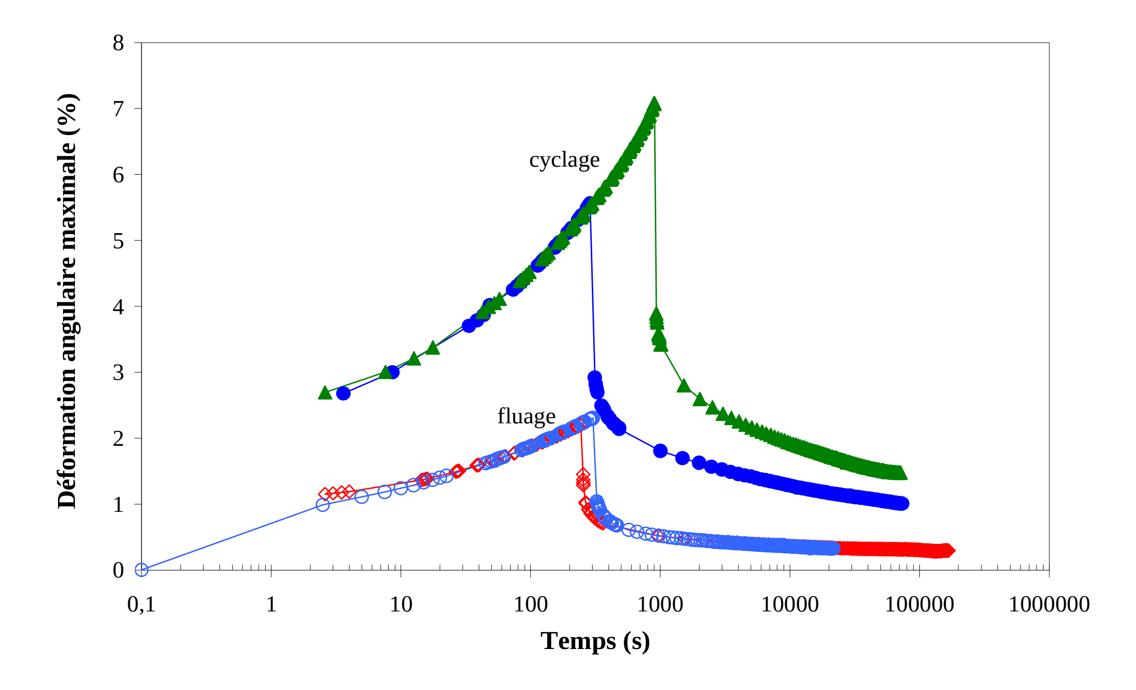


Figure IV.51 **– Evolution de la déformation moyenne au cours de cyclages en torsion (R=0 ; 0.2 Hz ; $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa) et de fluage à la même contrainte moyenne ($\sigma_{éq,moy}$ = 12.2 MPa) puis de recouvrances**

Nous avons vu, dans la partie précédente de ce chapitre, qu'une part importante de la déformation générée au cours du cyclage est recouvrable. La comparaison avec les essais de fluage pur présentés ici permet de dissocier le rôle du cyclage de celui de la contrainte

moyenne, en comparant de la même façon les cinétiques de recouvrance après interruption du cyclage ou du fluage. En effet, le passage par des valeurs supérieures de contraintes au cours du cyclage est susceptible d'activer des mécanismes de plasticité ou d'endommagement cumulés différents du fluage.

Les résultats sont présentés en traction sur la ***Figure IV.52***, et en torsion sur la ***Figure IV.53***. Les conventions graphiques sont les mêmes que pour les deux graphes précédents. En traction, les essais de fluage ont été interrompus après des durées de fluage très variables, qui ne dépassent cependant pas le stade du fluage stationnaire, c'est-à-dire l'équivalent de N_f pour les essais cycliques.

Pour chaque famille de courbes (cyclage / fluage), les cinétiques de recouvrance sont très voisines, que ce soit en grandeurs absolues ou normées. Seuls l'essai de fluage le plus long en traction, et l'essai cyclique à 1000 s en torsion ont des cinétiques de recouvrance un peu différentes, qui s'approchent des cinétiques logarithmiques déjà observées dans la partie précédente pour les essais ayant dépassé N_i.

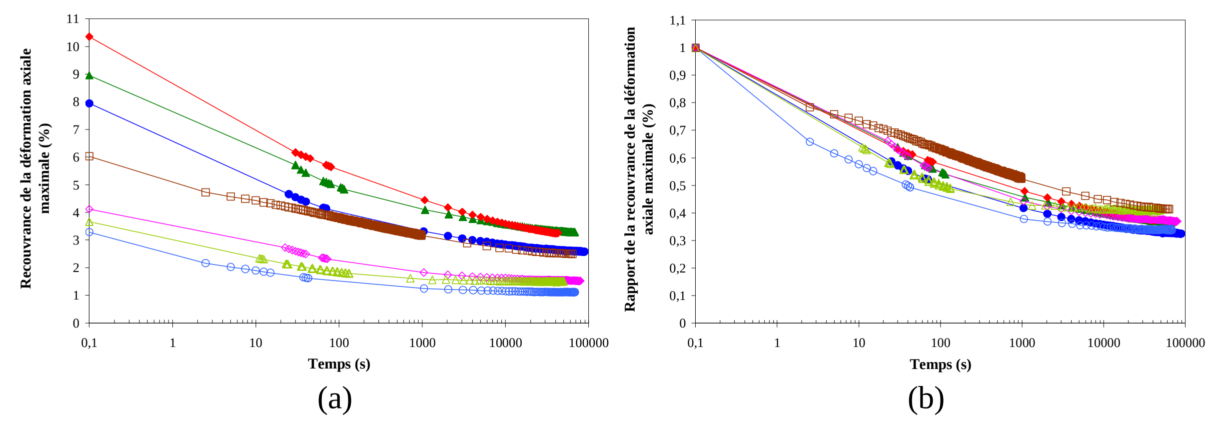


Figure IV.52 **- Recouvrance de la déformation axiale normée par rapport à la valeur de début de recouvrance, après les essais interrompus de cyclage (R=0 ; 0.2 Hz ; $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa) et fluage ($\sigma_{éq,moy}$ = 12.2 MPa) en traction de la *Figure IV.50 (mêmes conventions graphiques que la Figure IV.50)***

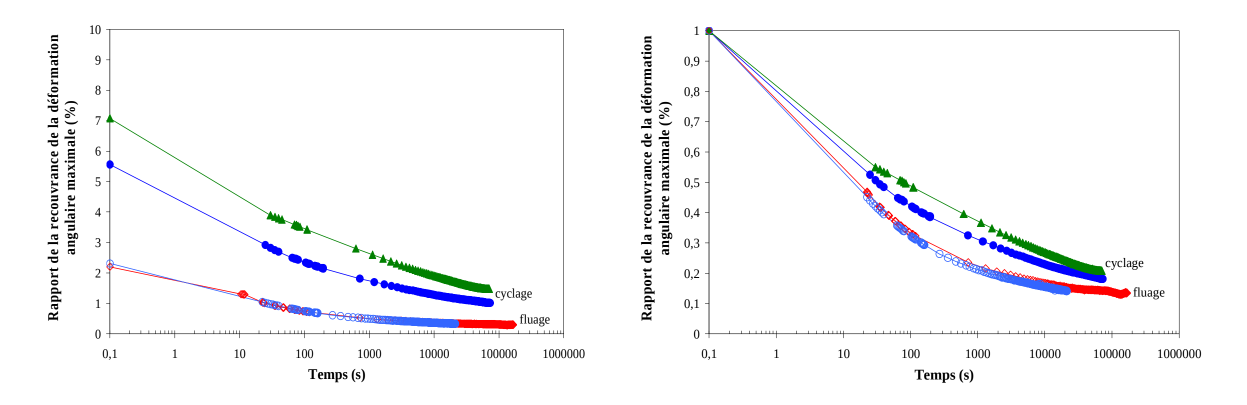


Figure IV.53 **- Recouvrance de la déformation angulaire normée par rapport à la valeur de début de recouvrance, après les essais interrompus de cyclage (R=0 ; 0.2 Hz ; $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa) et fluage ($\sigma_{éq,moy}$ = 12.2 MPa) en torsion de la *Figure IV.51 (mêmes conventions graphiques que la Figure IV.51)***

Si l'on compare les cinétiques de recouvrance après le même temps de sollicitation, soit en fluage soit en cyclage, on constate que la recouvrance de la déformation après fluage est plus

rapide au début, puis plus lente aux temps longs. Ce résultat est valable pour les deux trajets de chargement. Il est même plus marqué dans le cas de la torsion, mais ce dernier cas doit être traité avec prudence en raison du faible nombre d'essais disponible.

Du point de vue du retour à l'équilibre thermique, la ***Figure IV.54*** montre que l'échauffement des éprouvettes au cours du fluage est négligeable. Il n'y a donc pas de contraction thermique dans les 1000 premières secondes de la recouvrance : le retour en déformation est de nature viscoélastique. Dans le cas des éprouvettes cyclées, à constante de temps de retour à l'équilibre thermique identique, plus le déséquilibre est important, plus la chute de température est rapide au début. Du point de vue de la viscoélasticité, la tendance est la même : une plus grande déformation de fin de cyclage implique un plus grand écart à l'équilibre et une cinétique de retour plus rapide au début. S'ajoute une autre contribution possible, qui concerne : la fin de cyclage implique des processus moléculaires de temps caractéristiques voisins de la seconde (en temps) tandis que ce sont des mécanismes de temps caractéristiques nettement supérieurs qui sont visibles à la fin du fluage. Le phénomène est à rapprocher de l'effet de fréquence évoquée dans la partie précédente. La ***Figure IV.55*** compare d'ailleurs la recouvrance des déformations équivalentes de von Mises pour l'ensemble des essais cyclés interrompus (à 2 et 0,2 Hz) et de fluage en traction et torsion. Ce graphe montre une évolution cohérente entre les cinétiques des recouvrances qui suivent un fluage, un cyclage lent et un cyclage plus rapide.

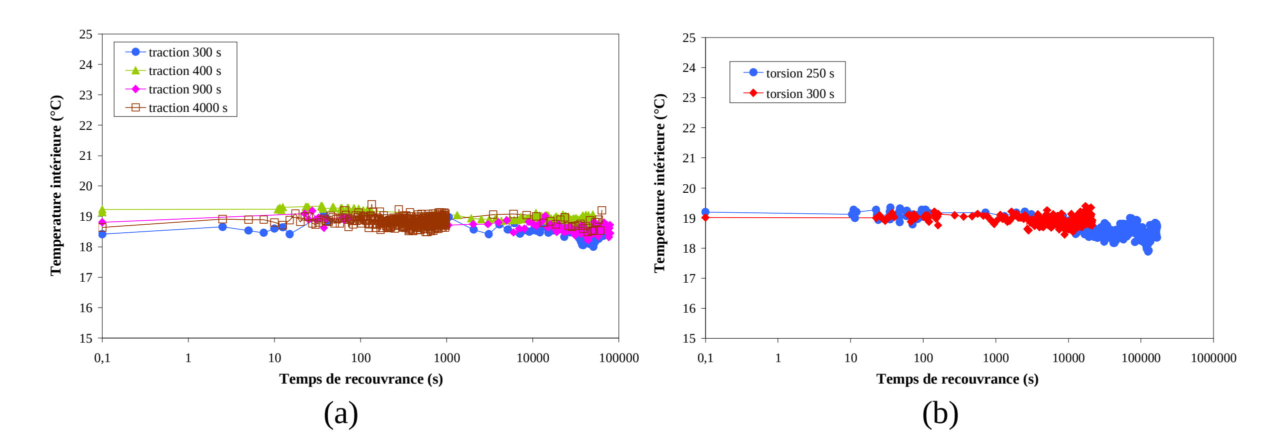


Figure IV.54 **– Evolution de la température en surface intérieure au cours des phases de recouvrance après fluage en (a) traction et (b) torsion**

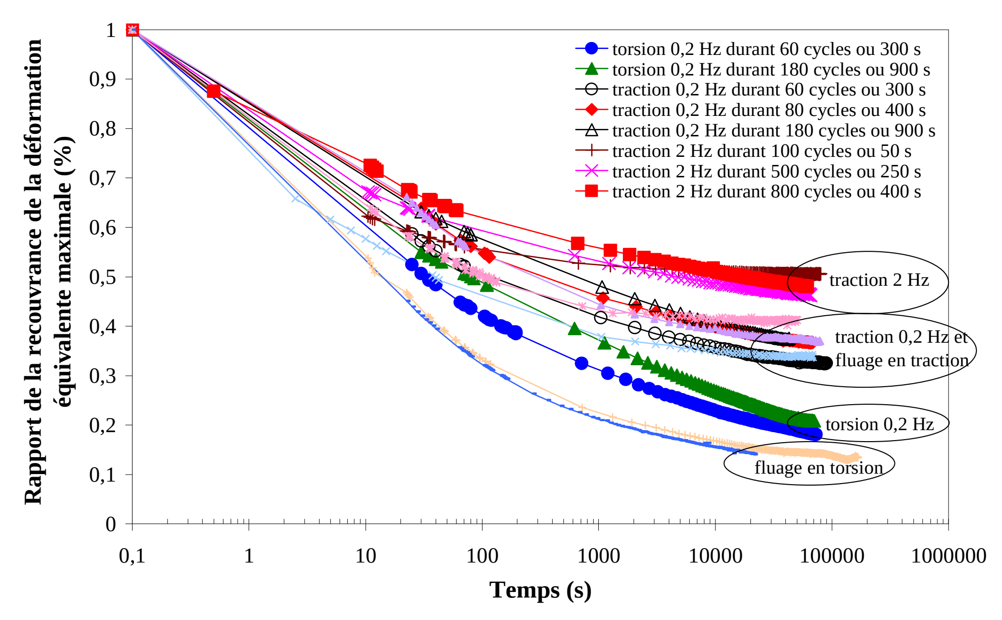


Figure IV.55 **- Recouvrance de la déformation équivalente de von Mises, normée par rapport à la valeur de début de recouvrance, pour les essais interrompus de cyclage (2 Hz et 0,2 Hz) et de fluage en traction et torsion.**

Malgré une cinétique de recouvrance après cyclage plus rapide au début, le niveau de déformation non recouvrable reste assez nettement supérieur : nous allons maintenant examiner le niveau de déformation résiduelle à la fin de l'étape de recouvrance. Pour les niveaux de déformation initiale les plus élevés, la cinétique de recouvrance sur une échelle logarithmique du temps indique que le phénomène n'est pas achevé. La déformation considérée comme plastique est donc surestimée, mais l'évolution est très lente et l'approximation paraît acceptable. La ***Figure IV.56*** montre que le temps de sollicitation seul ne suffit pas à corréler les déformations permanentes observées en sollicitation statique ou cyclique à différentes fréquences. En revanche, la ***Figure IV.57*** montre que cette déformation permanente dépend directement du niveau de déformation atteint en fin de cyclage ou fluage, indépendamment de l'histoire de cette sollicitation : cyclage ou fluage, fréquence, temps de maintien sous contrainte moyenne. Ce résultat est important car il suggère que des processus cumulatifs qui peuvent être induits par le cyclage ne modifient pas la quantité de la déformation récupérable.

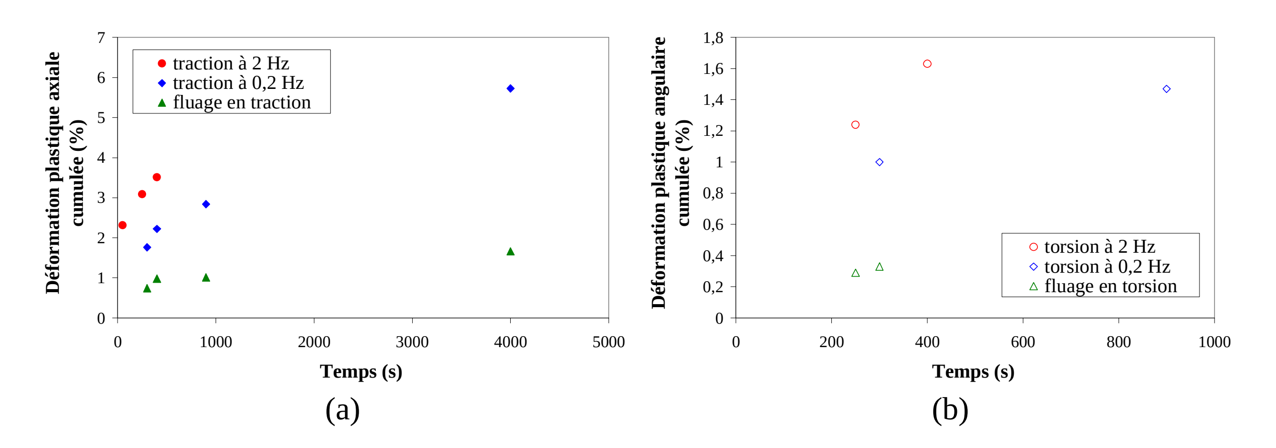


Figure IV.56 **- Déformation plastique principale cumulée en fonction du temps pour les essais cyclés à R = 0 avec $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa et pour les essais de fluage à $\sigma_{éq,moy}$ = 12.2 MPa en (a) traction et (b) torsion**

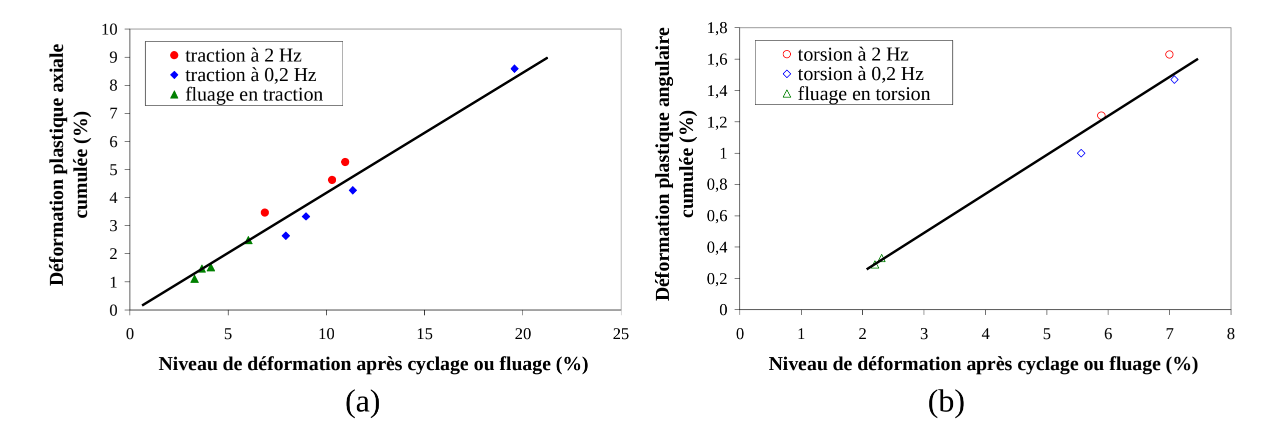


***Figure IV.57* – Dépendance à la déformation totale de la déformation plastique cumulée au cours d'essais (a) de traction en fatigue (R = 0 ; 0.2 Hz ; $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa) et fluage ($\sigma_{éq,moy}$ = 12.2 MPa) et (b) de torsion (R = 0 ; 0.2 Hz ; $\sigma_{éq,max}$ = 24.4 MPa) et fluage ($\sigma_{éq,moy}$ = 12.2 MPa)**

L'influence du trajet de chargement peut être mise en évidence par comparaison de ces données sur la ***Figure IV.58***. Pour les essais cyclés, les déformations permanentes plus importantes créées par un chargement de traction avaient été mises en évidence dans la partie précédente. Ce graphe confirme que cette différence existe déjà pour un chargement en contrainte moyenne constante. Le fait de cycler ne « sévérise » pas forcément la sollicitation vis-à-vis du cumul de déformation plastique par rapport au trajet de chargement.

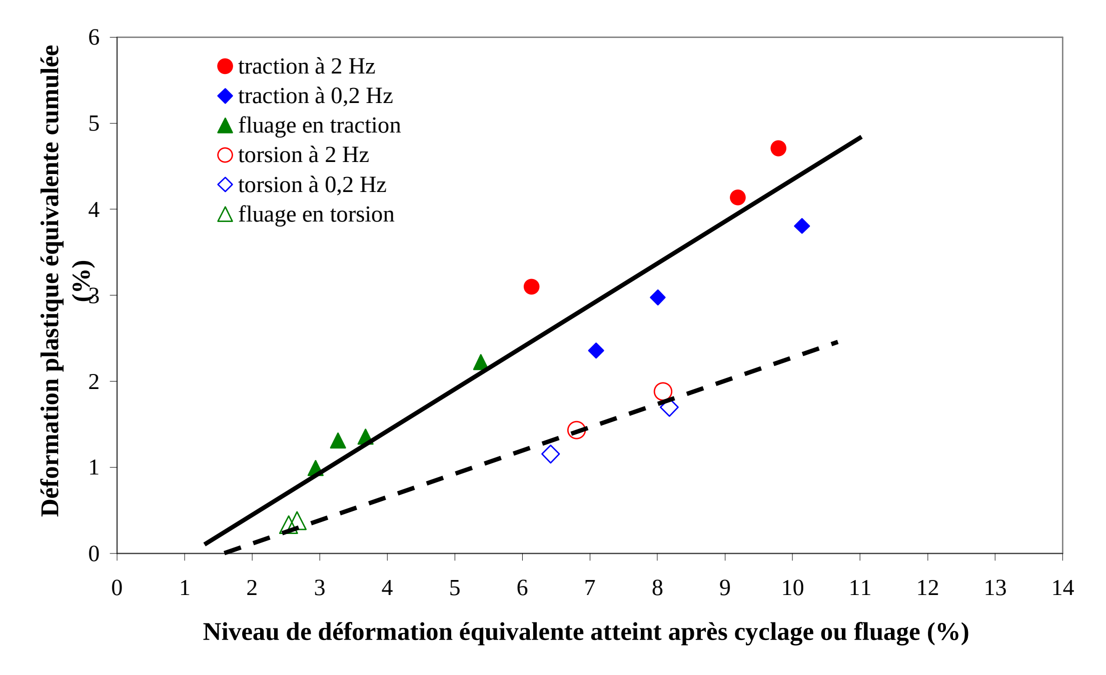


***Figure IV.58* – Evolution de la déformation plastique équivalente cumulée en fonction du niveau de déformation équivalente atteinte en traction et torsion en fluage et cyclage à 2 et 0,2 Hz**

Les résultats présentés ici ont été acquis à condition de cyclage fixé. Dans la suite de cette partie, nous allons successivement conserver la même valeur de contrainte moyenne et faire

varier l'amplitude de cyclage, puis dans un second temps, conserver cette nouvelle amplitude et faire varier la contrainte moyenne.

IV.3.1.2 Effet de l'amplitude de la contrainte sur la recouvrabilité

Les essais présentés dans ce paragraphe sont donc réalisés à la valeur contrainte moyenne équivalente de 12.2 MPa mais avec une amplitude trois fois moins importante que les essais à R = 0 du paragraphe IV.3.1.1.
Comme schématisé sur la ***Figure IV.59***, la vitesse de chargement est conservée identique (9.76 MPa/s) pour ne pas ajouter de variabilité supplémentaire dans la comparaison entre essais à amplitudes différentes. Ceci implique que l'essai d'amplitude 4 MPa soit réalisé à 0.6 Hz au lieu des 0.2 Hz appliqué lors de l'essai à amplitude triple.

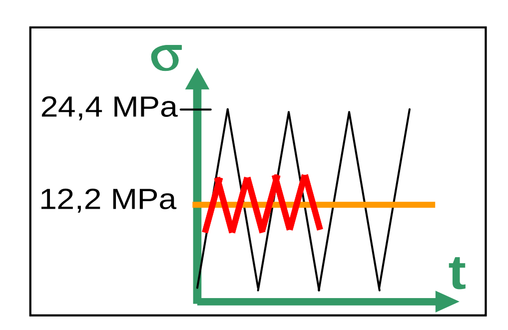


Figure IV.59 **– Schématisation de la sollicitation en contrainte nominale équivalente appliquée au cours des essais présentés dans ce paragraphe.**

La ***Figure IV.60-(a)*** et la ***Figure IV.60-(b)*** représentent l'évolution de la déformation axiale et angulaire mesurées respectivement en traction et en torsion aux deux niveaux d'amplitude. Sont également représentées les évolutions mesurées en fluage au même niveau de contrainte moyenne : ces essais peuvent être vus comme des essais « cycliques » à amplitude nulle.

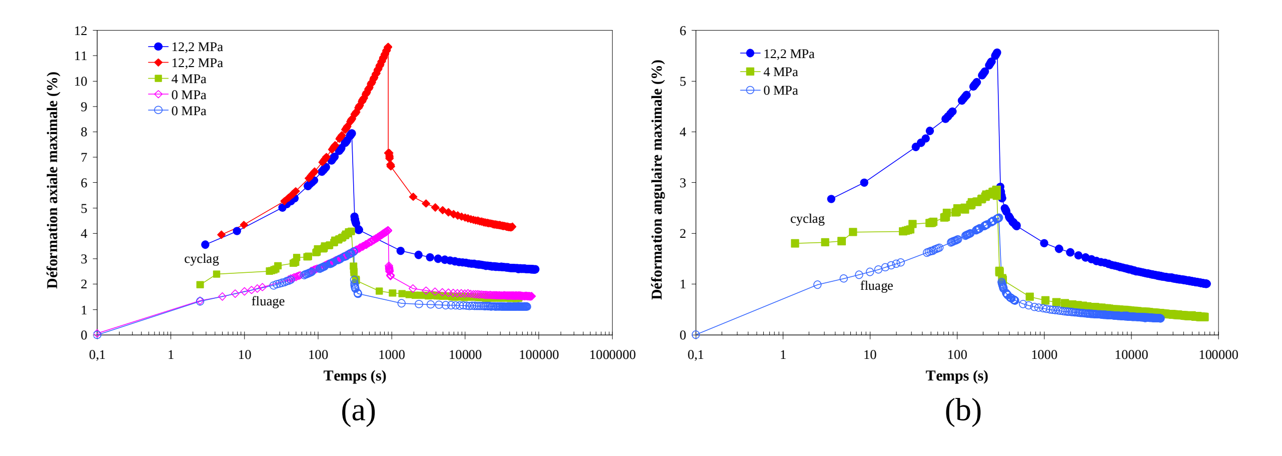


Figure IV.60 **- Comparaison des courbes de traction/fluage-recouvrance (a) de torsion/fluage-recouvrance (b) aux différents amplitudes des contraintes équivalentes à R = 0 et $\sigma_{éq,moy}$ = 12.2 MPa**

Dans les deux situations, on retrouve un effet accélérateur du cyclage mais d'autant plus marqué que l'amplitude est importante. Aussi bien en traction qu'en torsion après une même durée de sollicitation en fluage ou en cyclage à faible amplitude, le niveau de déformation atteint est très peu différent et la cinétique de recouvrance qui suit est identique. La cinétique

de recouvrance ne montre aucune spécificité liée à l'amplitude. Elle est cohérente avec le niveau de déformation de fin de cyclage.
Une déformation plastique quasi-identique est mesurée à la suite des deux types de sollicitation. Plus généralement, la ***Figure IV.61*** montre que la déformation plastique cumulée dépend du niveau de déformation maximale atteint, indépendamment également de l'amplitude du cyclage, dans la gamme explorée évidemment.

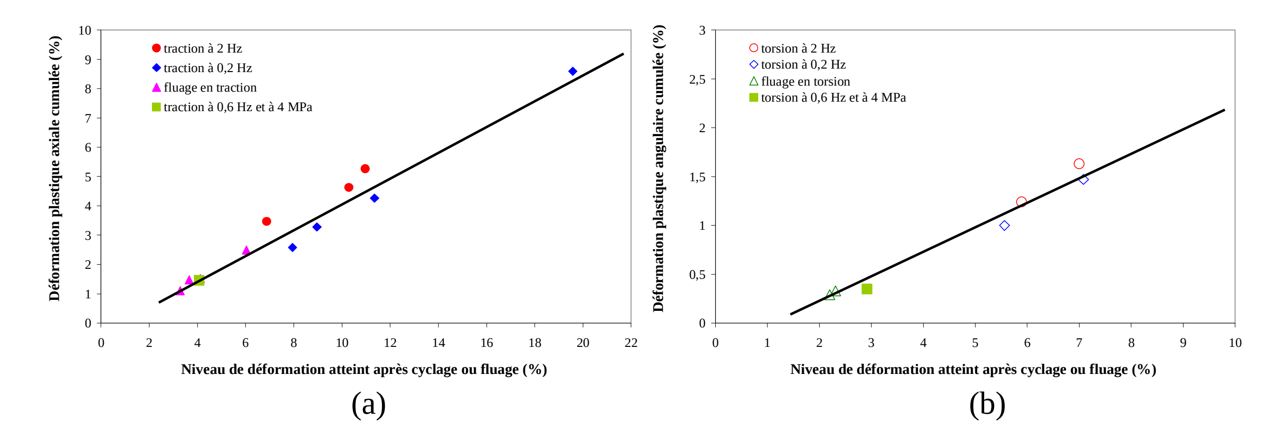


Figure IV.61 **– Déformation plastique cumulée au cours des essais des figures précédentes, en fonction du niveau de déformation atteinte (même $\sigma_{éq,moy}$ = 12.2 MPa)**

Compte tenu de la corrélation de ce nouveau résultat avec les précédents, il n'est pas nécessaire de construire les courbes équivalentes. L'influence du trajet de chargement sera identique.
Le raisonnement effectué dans ce paragraphe est exprimé à partir de l'amplitude. Mais ces essais ne permettent pas de dire si c'est l'amplitude et/ou le niveau de contrainte maximale, qui varient tous deux d'une série d'essais à l'autre, qui est/sont responsable(s) de l'accélération de cette cinétique.

IV.3.1.3 Effet de la contrainte moyenne sur la recouvrabilité

Dans le même esprit, ce paragraphe s'intéresse à l'influence de la contrainte moyenne à amplitude de cyclage fixée. Seule la traction a été caractérisée. La fréquence est adaptée pour que la vitesse de force appliquée reste toujours la même que pour les essais précédents. La ***Figure IV-62*** schématise les trois chargements de 180 cycles réalisés à même amplitude de contrainte (4 MPa) et même vitesse de chargement (9.76 MPa/s) mais à contrainte moyenne variable.

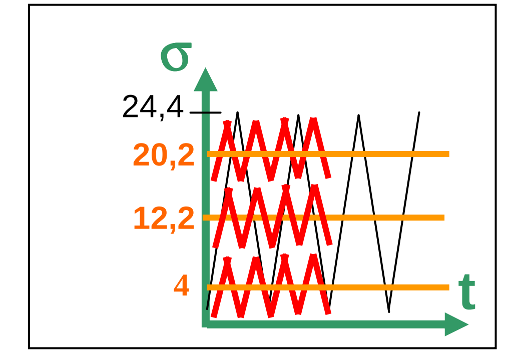


Figure IV-62 : **Schématisation de la sollicitation en contrainte nominale appliquée au cours des essais présentés dans ce paragraphe.**

La ***Figure IV.63*** montre que, pour cette même valeur d'amplitude, la déformation augmente avec le niveau de contrainte moyenne de façon fortement non-linéaire. Le retour en déformation après interruption du cyclage est plus rapide aux temps courts et d'amplitude d'autant plus importante que la déformation de fin de cyclage est grande : ceci est cohérent avec une réponse viscoélastique et avec le retour à l'équilibre thermique. En revanche, aux temps longs, la déformation permanente augmente avec le niveau de déformation maximale en fin de sollicitation.

Pour la traction, les données relatives à ces essais, à quelques essais de fluage complémentaires aux mêmes contraintes moyennes, et à ceux du paragraphe précédent à amplitude variable sont rassemblées sur la ***Figure IV.64***. Le graphe montre que les résultats de fluage et de cyclage se corrèlent bien dans ces nouvelles conditions de chargement à amplitude constante et contrainte moyenne positive variable. Il confirme que le niveau de déformation atteint à la fin de la sollicitation influence la part de déformation permanente au premier ordre par rapport au mode de chargement, à contrainte moyenne identique. La dépendance apparaît linéaire.

Ensuite, les essais réalisés à même contrainte moyenne (maximum et amplitude de contrainte variables) et à même amplitude de contrainte (contraintes maximale et moyenne variables) décrivent deux familles de points. La part de déformation permanente dans le premier cas est plus importante à déformation de fin de sollicitation fixée. Cela suggère que la contrainte moyenne est de premier ordre dans le développement de mécanismes de plasticité et/ou endommagement.

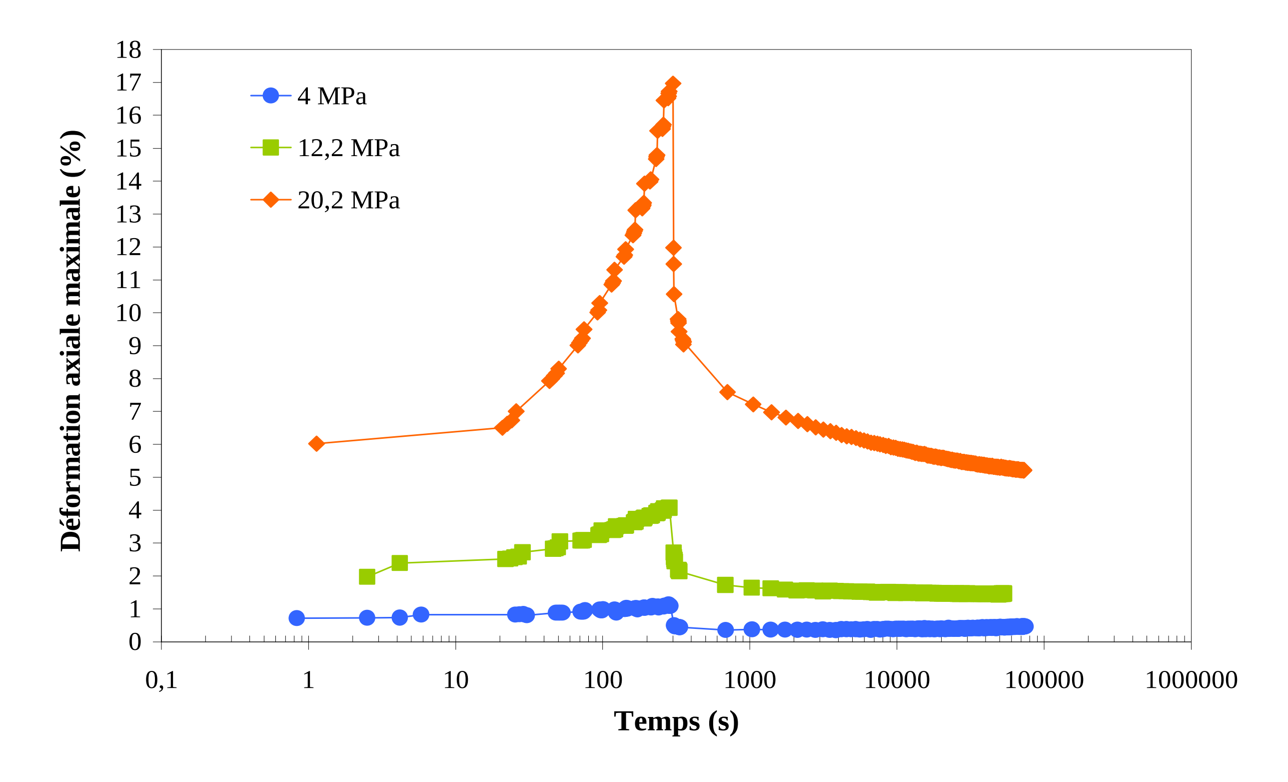


Figure IV.63 **- Comparaison des courbes de traction-recouvrance à R = 0, 0.6 Hz avec $\sigma_{éq,amp}$ = 4 MPa aux différentes contraintes moyennes équivalentes**

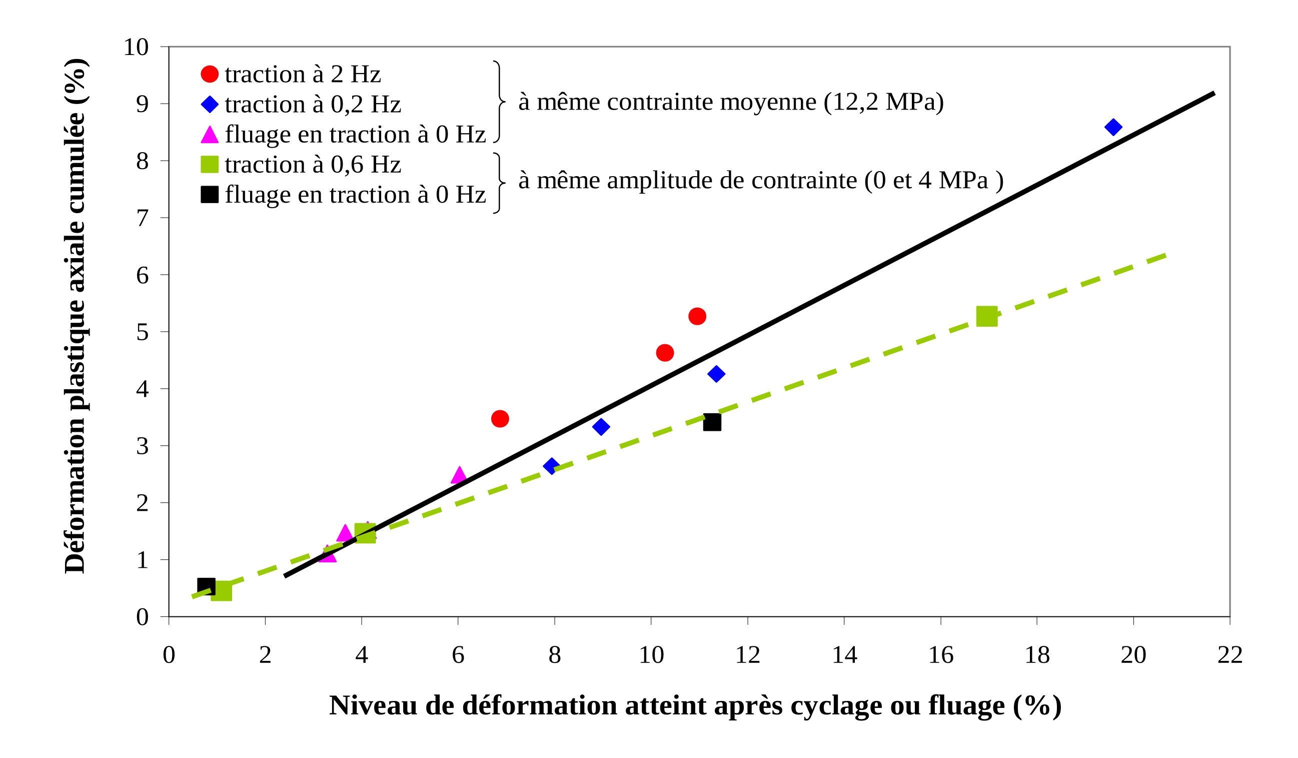


Figure IV.64 **– Evolution de la déformation plastique équivalente cumulée en fonction du niveau de déformation équivalente atteinte en traction en fluage et cyclage sous différentes contraintes moyennes et amplitude**

IV.3.2 Effet de l'histoire du chargement : alternance variable de blocs de fréquence

Une des caractéristiques du comportement viscoélastique est de dépendre de l'histoire du chargement. Cet aspect est étudié ici en comparant des essais constitués d'alternance différente de blocs de cycles à deux fréquences différentes : 2 et 0.2 Hz. Il n'est pas possible, dans ces conditions, de conserver à la fois le temps de sollicitation et le nombre de cycles identiques d'un essai à l'autre. Le protocole représenté sur la ***Figure IV.65*** a été choisi, en conservant un nombre de cycles identiques pour chaque bloc (300 cycles), quelle que soit la fréquence. Cela signifie qu'à la fin des blocs 1 et 3, le temps d'essai est très différent. En revanche, à la fin des blocs 2 et 4, à la fois les temps d'essai est le nombre de cycles subit sont identiques. Il faut souligner que le dernier bloc (5) est réalisé à 2 Hz dans les deux cas.

Les niveaux de contrainte maximale sont les mêmes que ceux appliqués dans les essais par blocs précédents : 19.8 MPa pour la contrainte axiale en traction et 10.2 MPa pour la contrainte de cisaillement en torsion. Ceci correspond à un niveau de contrainte équivalente de von Mises en torsion de 17.7 MPa, inférieur à celui de la traction.

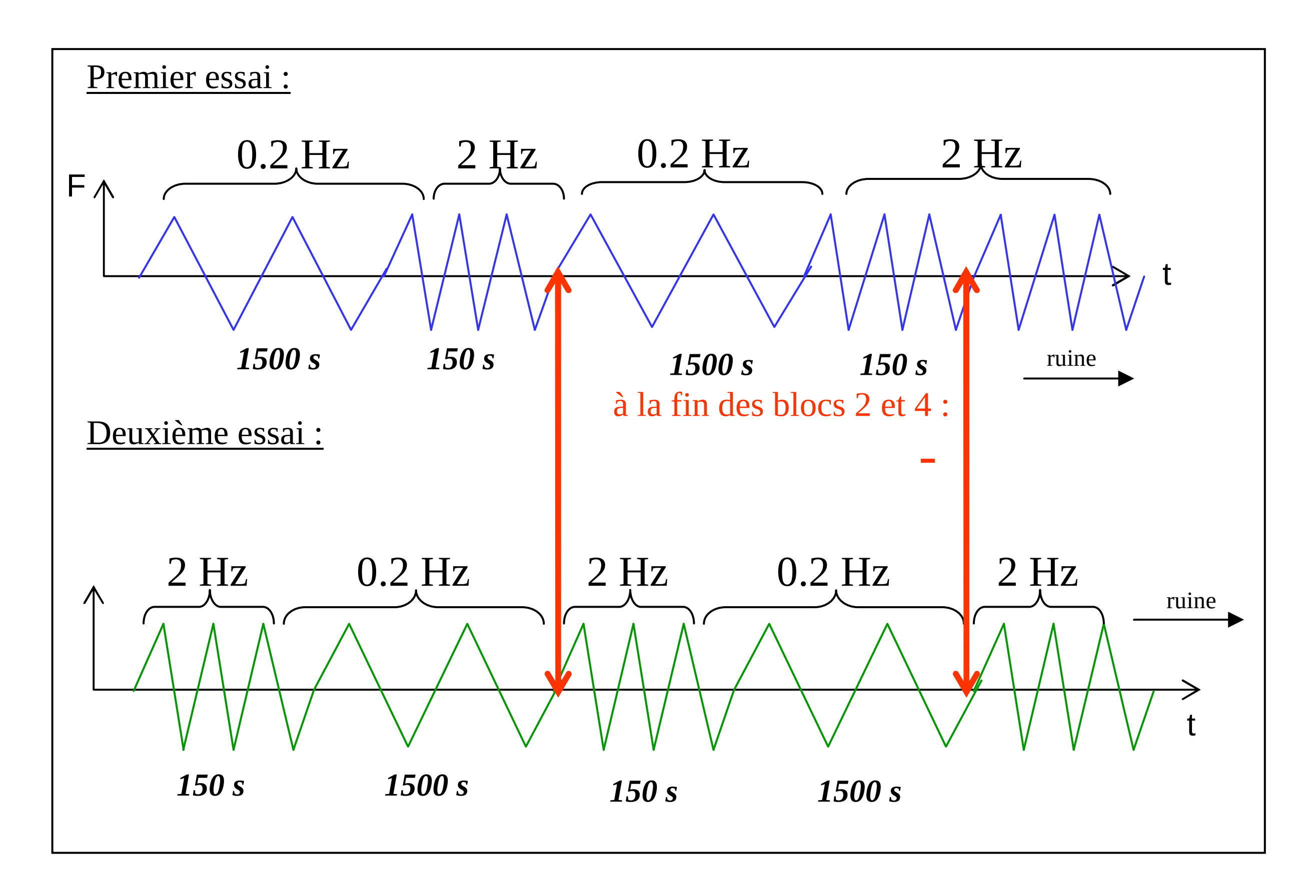


Figure IV.65 **– Descriptif des essais par alternance de blocs de fréquences différentes**

L'insertion de blocs à 0,2 Hz entre les cyclages à 2 Hz a pour effet d'augmenter très fortement la durée de vie par rapport à un essai continu à 2 Hz au même niveau de contraintes maximal (200 cycles). La ***Figure IV.66*** présente les évolutions de température correspondantes, en traction et en torsion. Les niveaux d'échauffement ne sont pas directement comparables d'un trajet de chargement à l'autre, au moins au sens de la contrainte équivalente de von Mises que nous avons utilisée jusqu'ici. Néanmoins, les tendances sont les mêmes.

Les phases de cyclage à 2Hz entraînent un échauffement en très légère augmentation au fur et à mesure des blocs (avec un effet un peu plus marqué en traction, probablement accentué par le fluage d'ensemble), mais l'influence de l'histoire du chargement apparaît de second ordre. Le second bloc par exemple, conduit à un échauffement quasi-identique sur échantillon non déformée ou après 300 cycles à 0.2 Hz.

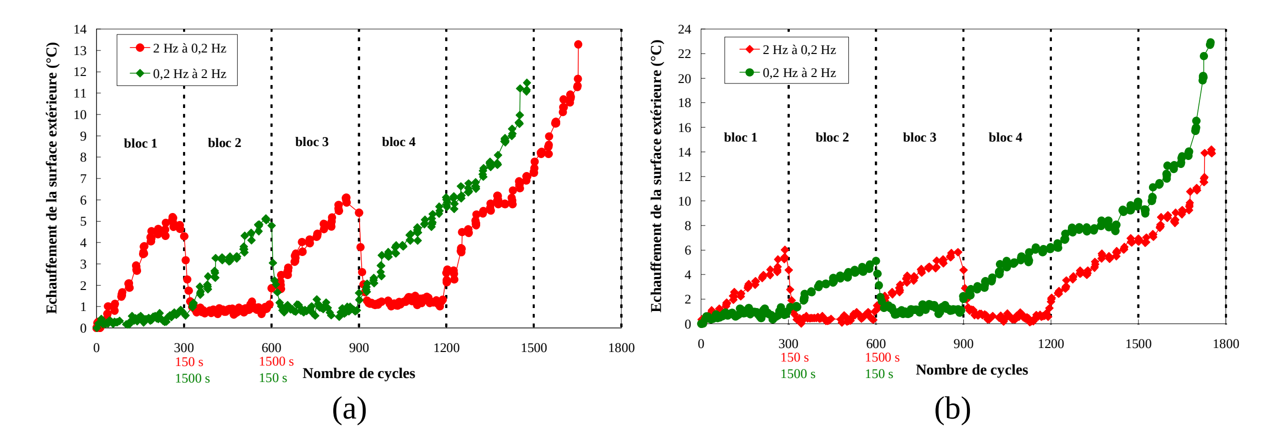


Figure IV.66 **- Évolution de l'échauffement de la surface extérieure de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles pour deux essais par blocs avec deux fréquences différentes 2Hz/0.2Hz en (a) traction à R = -1 et à la même contrainte maximale σ_{max} = 19.8 MPa et en (b) torsion à R = -1 et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

Les déformations correspondantes sont représentées sur la ***Figure IV.67*** en traction et ***Figure IV.68*** en torsion. Les signes pleins correspondent aux essais débutés à 2 Hz et les signes évidés aux essais débutés à 0.2 Hz.
Les effets de fréquence étudiés dans la première partie de ce chapitre ont montré une plus grande déformabilité à faible fréquence en traction. Ce résultat se retrouve ici nettement au premier bloc. Au troisième bloc en revanche, la décade de différence entre les vitesses de sollicitation devient minime devant l'effet des temps longs.

Dans le même ordre d'idée, pour les deux trajets de chargement, le changement de fréquence s'accompagne de « décrochages » sur la déformation qui traduisent la viscoélasticité du matériau et la sensibilité de son comportement monotone à la vitesse : la déformation augmente au ralentissement de la fréquence et diminue à l'accélération de celle-ci. Les mêmes « sauts » se retrouvent logiquement sur le module dynamique sur la ***Figure IV.69***.

Les évolutions de déformation dans les blocs à 2 Hz et à 0.2 Hz sont différentes. Au cours du cyclage à 0.2 Hz, les déformations maximale, minimale et moyenne évoluent ensemble, ce qui se traduit par un module dynamique stable. Au cours du cyclage à 2 Hz, les déformations maximale et minimale divergent et le module dynamique chute : le cycle se « couche ».

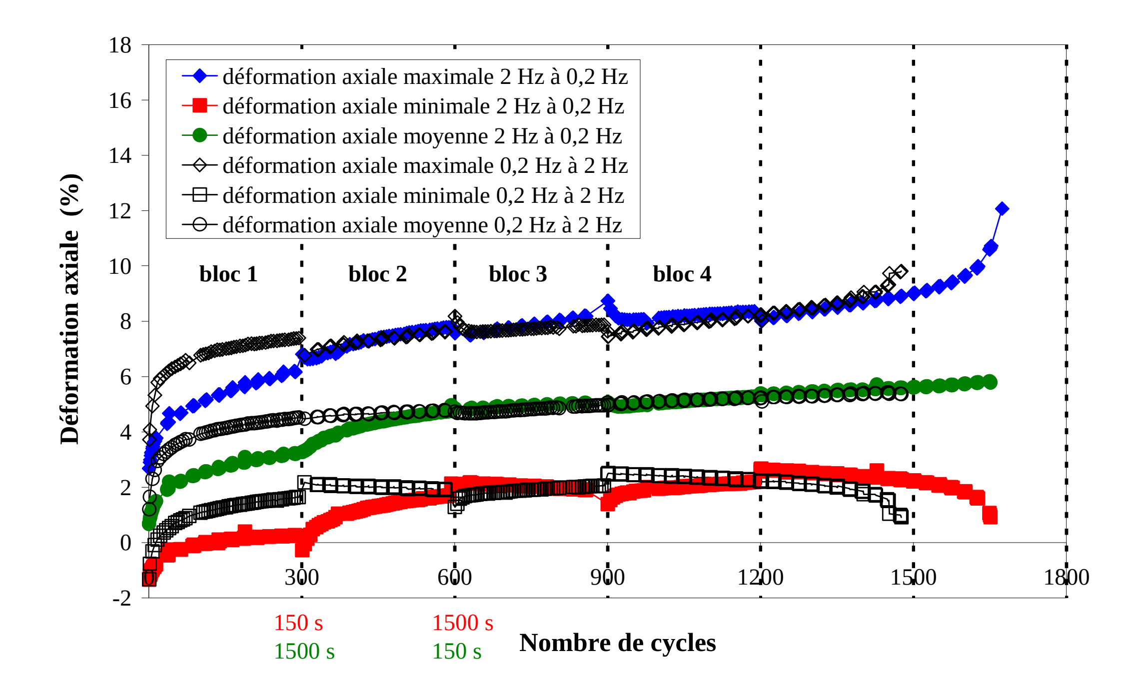


Figure IV.67 - **Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour deux essais par blocs avec deux fréquences différentes 2Hz/0.2Hz en traction à R = -1 et à la même contrainte maximale σ_{max} = 19.8 MPa**

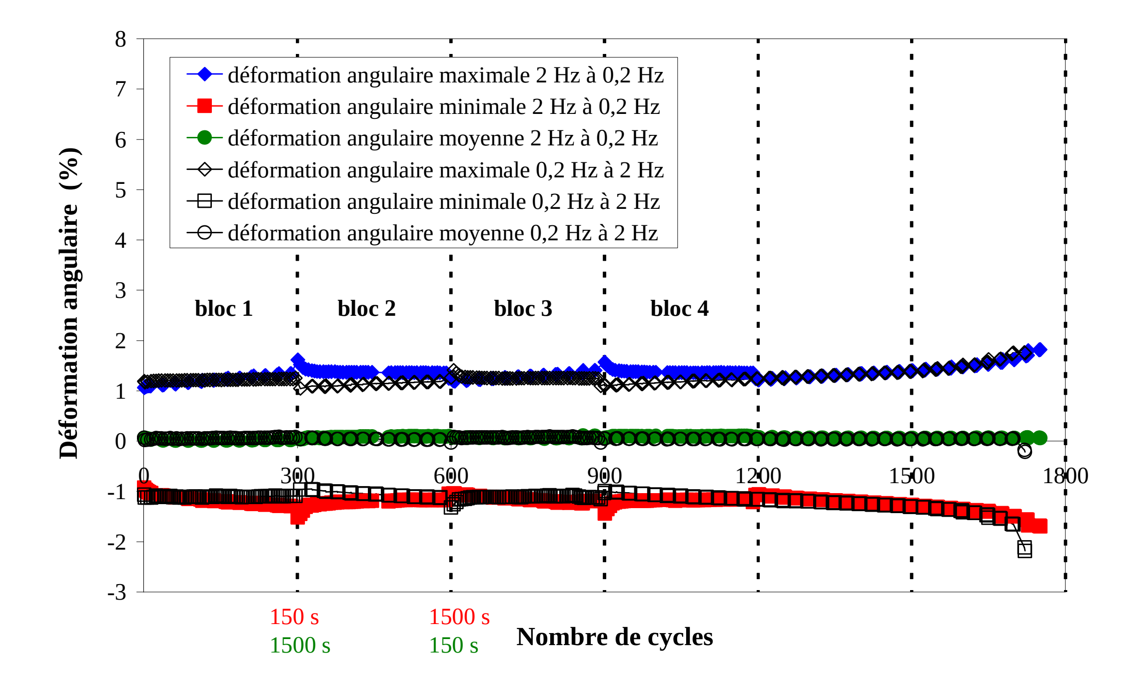


Figure IV.68 - **Évolution des déformations maximale, minimale, et moyenne en fonction du nombre de cycles pour deux essais par blocs avec deux fréquences différentes 2Hz/0.2Hz en torsion à R = -1 et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

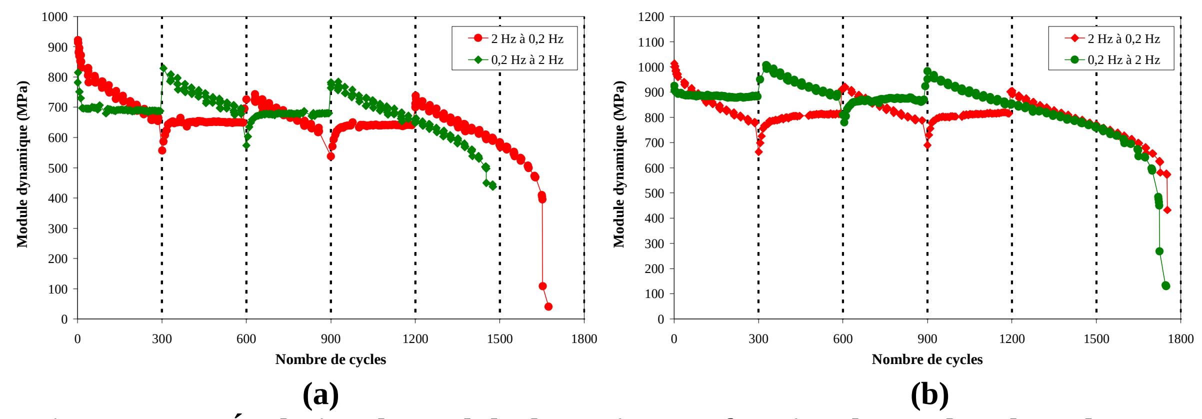


Figure IV.69 **- Évolution du module dynamique en fonction du nombre de cycles pour deux essais par blocs avec deux fréquences différentes 2Hz/0.2Hz en (a) traction à R = -1 et à la même contrainte maximale σ_{max} = 19.8 MPa et en (b) torsion à R = -1 et à la même contrainte de cisaillement maximale (τ_{max} = 10.2 MPa)**

Le résultat le plus important est que la différence entre les deux essais concerne uniquement les phénomènes aux temps courts. Les graphes soulignent un effet majoritaire des temps longs. A partir du troisième bloc (après 1650 s), la réponse ne dépend plus de l'histoire du chargement. Les dilatations thermiques continuent à varier de la même façon pour les blocs à 2 Hz mais la déformation correspondante est négligeable par rapport au niveau de déformation. Il semble que l'effet temporel l'emporte sur l'effet thermique. Cette conclusion est toutefois à nuancer car on a choisi deux fréquences qui donnent une réponse proche. Elle devra être évaluée pour des histoires de chargement plus contrastées.

IV.3.3 Conclusion

Cette partie avait pour objectif d'étudier deux effets qui peuvent influencer la part viscoélastique du comportement cyclique : le maintien à un niveau de contrainte moyenne positif et l'histoire du chargement.
La comparaison d'essais cyclés et d'essais de fluage pendant des durées identiques montre que le cyclage accélère l'évolution des déformations : ceci pourrait expliquer que le maximum de contraintes entre dans la formulation du critère. Ce phénomène s'accompagne d'un échauffement que l'on n'observe pas en fluage pur. Pour autant, le cumul de plasticité et/ou endommagement suit les mêmes mécanismes car il dépend au premier ordre du niveau de déformation, quelle que soit le mode de chargement (cyclage ou fluage). Les quelques essais réalisés en faisant varier séparément le niveau de contrainte moyenne et l'amplitude suggèrent que le premier facteur a le plus d'influence sur le développement de la déformation irréversible. L'influence du trajet de chargement a été regardée à R = 0 uniquement. Dans ce cas, le chargement de torsion semble moins favoriser le développement de la plasticité et/ou de l'endommagement.
L'influence de l'histoire du chargement a été examinée à R = -1 uniquement, à travers des essais alternant de façon différente des blocs de cyclage à 2 et 0,2 Hz. Il est important de souligner que le nombre total de blocs de chaque sorte est identique. Le résultat aurait sûrement été différent hors de ce contexte. Dans les conditions testées, l'histoire affecte essentiellement les temps courts et les transitoires au changement de blocs. Il n'y a pas de différence observée aux temps longs. Ceci renforce encore l'importance des phénomènes visqueux long terme. Il aurait été intéressant de compléter ces expériences par des recouvrances pour évaluer les conséquences de l'histoire sur le développement de la plasticité et/ou de l'endommagement.

IV.4 Conclusion

Le comportement mécanique en endurance de notre matériau a été caractérisé, le suivi des variables macroscopiques (l'évolution de l'échauffement ponctuel de la surface intérieure de l'éprouvette, des déformations maximales, minimales et moyennes, et l'évolution du module dynamique) durant plusieurs milliers de cycles, et ce, grâce à une procédure spécifique d'acquisition de données, a permis de développer les points suivants :

- *Pour la famille des essais « court » et « long » séparément, l'évolution des déformations et du module dynamique est qualitativement semblable pour les chargements de traction, compression et torsion à rapport de charge donné. La seule spécificité concerne les éprouvettes sous chargements de torsion à R = -1 qui conservent une déformation moyenne nulle, à la différence des essais de traction qui évoluent vers des déformations d'ensemble positives, que l'essai démarre d'ailleurs par une phase de traction ou compression. D'une façon générale, les sollicitations alternées (R = -1) sont plus sévères : les éprouvettes flambent bien avant les niveaux de déformation atteints sous chargement répété (R = 0).*

- *Les essais longs montrent qu'il est possible de définir un état thermo-mécanique stabilisé, caractérisé par une évolution très lente des grandeurs mécaniques et une stabilisation de la température, au moins avec la métrologie utilisé.*
  Dans le cas des essais courts en revanche, la comparaison des durées de vie d'éprouvettes testées dans différentes conditions montre qu'il n'est pas possible de définir séparément l'échauffement, la déformation ou de module dynamique critique pour la fin de vie telle que nous l'avons définie. De la même façon, les essais à conditions d'échange thermique variables ont montré que les conditions dans lesquelles on peut raisonnablement définir un état accommodé dépendent de la sollicitation mécanique mais également de la partie thermique. Le simple fait de changer les conditions d'échange peut permettre d'« installer » ou de « déséquilibrer » un état stabilisé. Pour poursuivre le développement de la démarche de dimensionnement en fatigue, il sera donc indispensable de définir et de modéliser un état stabilisé avec une loi de comportement thermo-mécanique.

- *Dans les conditions explorées, le rapport de charge ou plutôt le fluage sous une contrainte moyenne joue le premier rôle devant les conditions d'échange thermiques et le trajet dans l'évolution de différentes grandeurs mécaniques suivies du matériau surtout à basses fréquences de sollicitation.*

- *Une part très importante de la déformation générée au cours du cyclage est récupérable après interruption du cyclage et recouvrance.*
  La déformation résiduelle liée à la plasticité et/ou à l'endommagement dépend du nombre de cycles préalable selon une loi non linéaire, qui semble similaire à l'évolution de la déformation maximale au cours du cyclage. Ce constat est valable pour les essais réalisés à R = 0 et R = -1 en traction. En traction, la déformation résiduelle ne dépend pas de la fréquence de cyclage. En revanche, elle est nettement moins importante en torsion qu'en traction, suggérant ainsi une influence de la contrainte moyenne sur le développement de ces mécanismes irréversibles.
  A trajet et fréquence fixées, et pour des nombres de cycles inférieurs à N_i, les mécanismes de recouvrance suivent un temps caractéristique moyen peu sensible au niveau de déformation atteint et/ou au nombre de cycles. Cette constante de temps

dépend en revanche de la fréquence de cyclage et du trajet de chargement. En grandeur absolue, la diminution de déformation au cours du temps dépend fortement du temps de cyclage préalable.
Il apparaît donc à la fois une influence des temps courts (temps caractéristiques du cyclage) et des temps longs (temps total de cyclage) sur les mécanismes viscoélastiques responsables de la recouvrance. Ces échelles de temps sont également visibles au changement de blocs de chargement dans les essais séquencés.

- *La comparaison d'essais cyclés et d'essais de fluage pendant des durées identiques montre que le cyclage accélère l'évolution des déformations : ceci pourrait expliquer que le maximum de contraintes entre dans la formulation du critère. Ce phénomène s'accompagne d'un échauffement que l'on n'observe pas en fluage pur. Pour autant, le cumul de plasticité et/ou endommagement suit les mêmes mécanismes car il dépend au premier ordre du niveau de déformation, quelle que soit le mode de chargement (cyclage ou fluage). Les quelques essais réalisés en faisant varier séparément le niveau de contrainte moyenne et l'amplitude suggèrent que le premier facteur a le plus d'influence sur le développement de la déformation irréversible. L'influence du trajet de chargement a été regardée à R = 0 uniquement. Dans ce cas, le chargement de torsion semble moins favoriser le développement de la plasticité et/ou de l'endommagement.*
  L'influence de l'histoire du chargement a été examinée à R = -1 uniquement, à travers des essais alternant de façon différente des blocs de cyclage à 2 et 0,2 Hz. Il est important de souligner que le nombre total de blocs de chaque sorte est identique. Le résultat aurait sûrement été différent hors de ce contexte. Dans les conditions testées, l'histoire affecte essentiellement les temps courts et les transitoires au changement de blocs. Il n'y a pas de différence observée aux temps longs. Ceci renforce encore l'importance des phénomènes visqueux long terme. Il aurait été intéressant de compléter ces expériences par des recouvrances pour évaluer les conséquences de l'histoire sur le développement de la plasticité et/ou de l'endommagement.

Conclusions & Perspectives

La prévision de la durée de vie en fatigue d'un polymère comme le PEHD est un thème relativement peu exploré, malgré des problématiques scientifiques établies et des enjeux industriels potentiellement importants.
L'étude a été entreprise selon deux axes croisés qui sont l'établissement d'un critère de durée de vie multiaxial d'un côté et la compréhension des contributions à la déformation au cours d'un chargement cyclique de l'autre. L'objectif à terme est d'établir une corrélation explicite entre les deux outils.

Ce travail expérimental a nécessité le développement d'un dispositif spécifique permettant de réaliser des essais de fatigue multiaxiaux sur cette famille de matériaux, selon des trajets de traction, compression et torsion sur des échantillons de même géométrie (des tubes minces), qui permettent de s'affranchir des différences de microstructure que l'on aurait sur des échantillons de géométrie variable issus de procédés de mise en œuvre différents.
Les essais sont réalisés à température ambiante, c'est-à-dire relativement loin de la transition vitreuse et de la température de fusion de ce polymère semi-cristallin, dans une enceinte avec circulation d'air refroidi à l'intérieur et l'extérieur du tube. Cette régulation thermique a pour objet de minimiser l'auto-échauffement et les gradients thermiques de l'éprouvette, en particulier entre l'intérieur et l'extérieur du tube.

Le premier objectif de cette étude était d'évaluer la pertinence d'une démarche de type critère de fatigue multiaxial, dans un cadre supposé isotherme. Des essais de fatigue multiaxiaux (traction, torsion, compression) ont été réalisés pour cela, à fréquence constante et pour une forme d'onde triangulaire et différents rapports de charge R (0, -∞ et -1). La forme d'onde a été choisie triangulaire, pour conserver une vitesse de chargement constante qui simplifie l'interprétation des effets visqueux dans l'analyse du comportement cyclique.
Selon le rapport de charge et le trajet de chargement, la ruine de l'éprouvette correspond à un phénomène de striction (traction à R = 0) ou de flambement (traction à R = -1, compression à R = -∞ et torsion à R = 0 et R = -1). Il est donc nécessaire de définir un critère de fin de vie objectif et applicable à l'ensemble des conditions de sollicitation explorées, c'est-à-dire pour les trois trajets de chargement et les deux rapports de charge : la transition d'une cinétique de déformation maximale de cycle consolidante vers une cinétique adoucissante a été retenue comme critère de fin de vie. Ceci sous-entend que la fin de vie est associée à l'apparition d'un mécanisme adoucissant vu comme un précurseur de la striction ou du flambement, même si ceux-ci ne sont visuellement détectables que plus tard.
Les courbes S-N sont construites à partir de cette définition du « nombre de cycles à fin de vie ». Plusieurs critères usuels pour les métaux ont été testés mais se sont avérés inadaptés pour capter à la fois les effets de rapport de charge et de trajet de chargement. Le critère proposé est basé sur les valeurs moyenne et maximale du deuxième invariant du tenseur des contraintes appliqué. Il s'agit là d'une façon d'intégrer l'effet de la contrainte moyenne mais d'autres formalismes pourraient être imaginés. Des essais à différentes contraintes moyennes et des essais combinés doivent être réalisés pour affiner cet aspect. Ce critère de fatigue a également été testé de façon satisfaisante sur un autre thermoplastique semi-cristallin (un polypropylène) mais, là encore, un cadre de sollicitations restreint qui devrait être étendu pour apprécier la portée du critère proposé.
Une étude exploratoire de la démarche globale de caractérisation de la tenue en fatigue de cette famille de matériaux a également été conduite. Nous nous sommes notamment interrogés sur les conséquences de la construction de courbes S-N à fréquence constante (c'est-à-dire à vitesse de chargement variable d'un niveau de contrainte à l'autre) par rapport à une courbe issue d'essais à vitesse de chargement constante, sur ce matériau visqueux. Il apparaît que la grande sensibilité à la contrainte de la durée de vie en fatigue rend cette

nuance de second ordre. Nous avons également brièvement testé la validité de méthodes accélérées d'auto-échauffement. Une conclusion générale est que l'élévation de la température et la déformabilité conditionnent de façon conjointe la réponse en fatigue, avec une prédominance de l'un ou l'autre de ces effets en fonction des conditions de sollicitations. Il apparaît difficile de calquer ces méthodes développées pour les métaux avec des mécanismes de plasticité et d'endommagement spécifiques, sur les polymères dont la viscosité peut contribuer de façon notable à l'élévation de température sans que celle-ci ne soit forcément préjudiciable.
Une conclusion importante de ce volet du travail concerne la méthodologie de type 'critère de fatigue' employée ici. Elle semble cohérente dès lors que les paramètres identifiés et les essais de validation sont réalisés pour des chargements contrôlés en force car notre critère est écrit en contrainte. Mais une telle démarche devrait être validée par des essais pour des chargements en déplacement par exemple. Ceci devrait mettre en évidence la nécessité de travailler plus en amont du critère à la détermination d'une loi de comportement à même de décrire un 'cycle stabilisé approximé' permettant de fournir des données mécaniques en entrée du critère de fatigue.

Le second volet du travail peut fournir des éléments en ce sens. Le comportement cyclique a été caractérisé durant plusieurs milliers de cycles, à travers le suivi de grandeurs macroscopiques (échauffement ponctuel de la surface intérieure de l'éprouvette, déformations maximales, minimales et moyennes, et module dynamique).
Une première analyse des évolutions de température, déformations (maximale, minimale et moyenne) et module dynamique pour des essais ayant atteint leur fin de vie (essais dits « courts ») et interrompus au bout de plusieurs dizaines de milliers de cycles au moins sans l'avoir atteint (essais dits « longs »). La comparaison des différentes conditions de chargement montre qu'il n'est pas possible de définir séparément l'échauffement, la déformation ou de module dynamique critique pour la fin de vie telle que nous l'avons définie.
Comme observé sur les courbes S-N, d'une façon générale, les sollicitations alternées (R = -1) sont plus sévères : les éprouvettes flambent bien avant les niveaux de déformation atteints sous chargement répété (R = 0).
Dans le cas des essais « longs », il apparaît possible de définir un état thermo-mécanique « stabilisé », caractérisé par une évolution très lente des grandeurs mécaniques et une stabilisation de la température, avec la sensibilité de mesure permise ici. Cette possibilité dépend des conditions de sollicitation mécanique mais également du problème thermique qui lui est couplé. Il a notamment été montré que cet état « stabilisé » peut apparaître ou disparaître par simple modification des conditions d'échange thermique avec le milieu extérieur. Ce résultat est important car il implique que la définition et simulation d'un état « stabilisé » en entrée du critère de fatigue doit être défini à partir d'une loi de comportement thermo-mécanique.
Le second résultat important concerne la contribution importante de la viscoélasticité à la déformation, mise en évidence par des phases de recouvrance après interruption du cyclage. La déformation résiduelle liée à la plasticité et/ou à l'endommagement augmente au fur et à mesure du cyclage mais reste inférieure à la contribution viscoélastique. Elle dépend au premier ordre de la déformation maximale atteinte –et donc du nombre de cycles, selon une loi qui semble non linéaire– mais indépendamment de l'histoire de ce chargement (cyclage plus ou moins rapide ou fluage pur). Les quelques essais réalisés en faisant varier séparément le niveau de contrainte moyenne et l'amplitude suggèrent que le premier facteur a le plus d'influence sur le développement de la déformation irréversible. La simulation d'un état « stabilisé » devra donc prendre en compte ces différentes contributions.

Nous avons attribué un certain nombre d'effets observés à cette forte contribution viscoélastique :

- un effet important de fluage sous l'effet de la contrainte moyenne, plus marqué à rapport de charge positif et plus marqué également en traction que pour les autres trajets de chargement. Au fur et à mesure du cyclage, il apparaît à la fois une influence des temps courts (temps caractéristiques du cyclage) et des temps longs (temps total de cyclage) sur les mécanismes viscoélastiques responsables de la recouvrance. Celle-ci peut également guider la formalisation d'un état stabilisé en entrée du critère de fatigue. Lorsque l'histoire du chargement concerne des épisodes transitoires courts par rapport au temps de cyclage, elle a peu d'influence sur la réponse « moyenne »
- une sensibilité à la contrainte moyenne plus importante en traction qu'en torsion, sous l'effet d'une contrainte hydrostatique supérieure. La part plastique est également plus importante en traction qu'en torsion pour des chargements répétés (R = 0).
- des influences prépondérantes de l'élévation de température ou de la grande déformabilité du matériau selon les conditions de sollicitations. Cet effet est notamment visible pour des variations de fréquence.

Ces notions sont cohérentes avec l'intervention de la moyenne de J_2 comme ingrédient du critère. La sensibilité à la partie hydrostatique du comportement, certes visible sur les effets visqueux en comparant traction et torsion, ne semble pourtant pas associée à des mécanismes de déformation très différents et en particulier au développement plus ou moins important de mécanismes d'endommagement de type cavitation, qui pourraient justifier un recours au premier invariant de la contrainte.
Compte tenu du mode de ruine, la raideur de l'éprouvette au moment du déchargement, très liée à l'évolution du comportement du matériau au maximum des cycles pourrait expliquer l'intervention du maximum de J_2. Quelques analyses en module ont été menées en compression et traction alternée mais demanderaient à être étoffées.

Plusieurs voies sont à développer ou à entreprendre pour des travaux ultérieurs :

Concernant la formulation d'un critère de fatigue pour cette famille de matériaux, dans des conditions de sollicitation où ils présentent ce mode de ruine, la limite majeure posée par notre cadre de travail concerne l'influence de la géométrie de l'éprouvette sur l'apparition du flambement. L'ensemble de l'étude a été mené sur une longueur d'éprouvette unique. Le critère ainsi formulé est encourageant mais des essais sur d'autres géométries d'éprouvette devraient être réalisés pour voir comment est affecté l'apparition du mécanisme adoucissant – et de ce fait la valeur de N_i – et voir si le critère proposé reste valide.
Par ailleurs, le critère de fatigue proposé a été construit avec une définition spécifique du nombre de cycles à la rupture (N_i), correspondant au début de l'adoucissement observé dans la cinétique de la déformation maximale, mais d'autres critères de fin de vie pourraient être définis à partir de travaux sur le flambement. La question de l'influence de ce choix sur la validité du critère est ouverte.

Les sollicitations de fatigue appliquées concernent toutes des chargements unidirectionnels. Pour tester la validité du critère sur un cadre élargi, il serait nécessaire de le confronter à des sollicitations combinées (traction-torsion par exemple), et à des essais de chargement plus complexe. Une validation complète devra aller jusqu'à la confrontation à des essais de structure. Se posera alors la question des effets de forts gradients de contraintes sur la tenue

en fatigue. La notion d'effet d'entaille a été très brièvement regardée et devra faire l'objet d'études spécifiques.
Dans le même ordre d'idée, la formulation du critère est basée sur un cadre de sollicitations restreint à deux rapports de charge et trois trajets de chargements, toujours appliqués avec un signal triangulaire. Pour une évaluation plus large du domaine d'application du critère proposé, des essais avec d'autres formes d'onde de fatigue, notamment sinusoïdale comme couramment appliqué en fatigue, devraient donc être réalisés et confrontés au critère.

Pour décrire l'effet de la contrainte moyenne, on a proposé empiriquement dans ce critère purement phénoménologique un terme basé sur la valeur moyenne de la contrainte équivalente de von Mises et un paramètre supplémentaire α. Plusieurs mécanismes sont susceptibles d'être à l'origine de cette dépendance à la contrainte moyenne : des processus de création de cavités par exemple, connus pour affecter le PEHD à l'approche du seuil de plasticité en sollicitation monotone, mais aussi des mécanismes viscoélastiques classiques favorisés par l'application d'une contrainte hydrostatique positive qui accroît la mobilité moléculaire. La démarche actuelle ne permet pas de discriminer ces deux familles de micro-mécanismes, et de donner un sens physique à α. Des études plus détaillées des micro-mécanismes devraient être exécutées pour différents matériaux afin de mettre en évidence la relation entre α et la composante de fluage. Pour l'instant, une simple dépendance linéaire à $J_{2,moy}$ est proposée, et elle devrait être validée par plusieurs essais à différents rapports de charge. La prise en compte de forts rapports de charge n'a pas été entreprise ici mais elle peut constituer une perspective de ce travail.

L'ensemble de la démarche présentée ici repose sur des essais à force imposée. Les hypothèses effectuées sur le calcul des contraintes locales sur un cycle à partir de relations analytique indépendantes de la loi de comportement ne sont valables qu'avec des essais menés (identification et validation) en force imposée et en utilisant un critère en contrainte. Il est indispensable d'étendre cette démarche à un cas plus général où les essais de validation sont quelconques (force ou déplacement), il serait intéressant de tester un critère de type énergétique afin de rendre compte pleinement de l'état complexe contrainte – déformation de ces matériaux.
Ceci suppose notamment de définir un état « stabilisé » en entrée du critère de fatigue et de formuler une loi de comportement à même de prendre en compte le comportement thermo-mécanique cyclique. L'enjeu est d'autant plus important que la part recouvrable de la déformation est importante. Une écriture correcte des couplages entre thermique et mécanique est indispensable à l'extension de ce type de démarche à des hautes fréquences ou des températures ambiantes proches des transitions du polymère. Cet état mécanique « stabilisé » n'existant probablement pas en toute rigueur, il conviendra d'extraire une approximation de ce cycle pour entrer dans le critère de fatigue.
Le développement de ce volet du travail passe par une amélioration de la métrologie utilisée, en particulier des champs de température et des champs cinématiques, même si aucun des deux ne sera aisé avec l'actuelle géométrie de l'éprouvette. Il serait également intéressant de la coupler à des analyses microstructurales pour préciser les parts de la viscoélasticité, de la plasticité et/ou de l'endommagement.

La formulation d'une loi de comportement thermo-mécanique bien renseignée pourra ensuite être utilisée pour adapter des méthodes d'auto-échauffement à ces matériaux.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[Andriyana et al. 2004] Andriyana, A., Verron, E. Généralisation du modèle viscoélastique solide de Kelvin au cas hyperélastique néo-Hookéen : Cas de la traction uniaxial cyclique. 10ème Colloque de Recherche l'Intergroupe de l'École Centrale. Lyon, France. 2004

[Andriyana et al. 2005] Andriyana, A., Verron, E. Effect of the hysteretic response of elastomers on the fatigue life. 4th European Conference on the Constitutive Models for Rubber (ECCMR). Stockholm, Sweden. 2005

[Andriyana et al. 2008a] Andriyana, A., Verron, E., Theoretical investigation on the fatigue life of elastomers incorporating material inhomogeneities. Constitutive Models for Rubber V. Page 179-184. Boukamel, Laiarinandrasana, Méo, Verron (eds). ISBN 978 0 415 45442 1(2008).

[Andriyana et al. 2008b] Andriyana, A., Saintier, N., Verron, E., Multiaxial fatigue life prediction of rubber using Configurational Mechanics and Critical Plane Approach: a comparative study. Constitutive Models for Rubber V. Page 191-196. Boukamel, Laiarinandrasana, Méo, Verron (eds). ISBN 978 0 415 45442 1. (2008).

[Baker et al. 2003] Baker D.A, Bellare A, Pruitt L. The effects of degree of crosslinking on the fatigue Crack initiation and propagation resistance of orthopedic-grade polyethylene, *J. Biomed. Mat. Res.-Part A* 66, 146-154. 2003

[Baltenneck et al. 1994] Baltenneck F., Trotignon J. P., Verdu J., International Conference on Deformation Yield and Fracture ofPolymers" Avril (1994) 58/11

[Bauwens et al. 1974] Bauwens-Crowet C., Ots J. M., Bauwens J. C., "The strain-rate and temperature dependence of yield of polycarbonate in tension, tensile creep and impact test", J. Mat. Sci. Lett., 9, pp 1197-1201, 1974.

[Beadmore et al. 1974] Rabinowitz S., Beardmore P.,Cyclic deformation and fracture of polymers Journal of Materials Science, Volume 9, Number 1 / janvier 1974

[Beardmore et al. 1975] Beardmore, P., Rabinowitz, S., Fatigue deformation of polymers. In *Plastic Deformation of Materials: Treatise on Materials Science and Technology*; Arsenault, R.J., Ed., Academic Press: New York, 1975

[Bennani 2006] Bennani A., Elaboration, comportement et durée de vie en fatigue du caoutchouc naturel renforcé de silice, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2006

[Bérard et al. 1998] Bérard, J.-Y., Rathery, S. and Béranger, A.,-S. “Détermination de la limite d’endurance des matériaux par thermographie infrarouge ». Mater. Technol. 1-2, pp. 55-57, 1998

[Bergström et al. 2002] Bergström, J.S., Kurtz S.M., Rimnac C.M., Edidin A.A. Constitutive modeling of ultra-high molecular weight polyethylene under large-deformation and cyclic loading conditions. Biomaterials, 2002. 23: p. 2329-2343

[Berrehili 2006] Berrehili A., Etude du Comportement en Fatigue Endurance sous Chargement Multiaxial d’un Polymère pour Application Automobile, Rapport de stage de fin d’études d’ingénieur, LMPM-ENSMA, Poitiers, 2006

[Berrehili et al. 2010a] Berrehili A., Nadot Y., Castagnet S., Grandidier J.C., Dumas C.Multiaxial fatigue criterion for polypropylene – Automotive applications. International Journal of Fatigue 32 (2010) 1389–1392

[Berrehili et al. 2010b] Berrehili A., Castagnet S., Nadot Y., Multiaxial fatigue criterion for a high-density polyethylene thermoplastic, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 10.1111/j.1460-2695.2010.01446.x (2010)

[Bertin et al. 1992] Bertin Y. A., de Fouquet J., Petrault D., Cailleau P., Comparaison du comportement en fatigue d’un alliage des polymères orgalloy A6000 et de ses principaux composants, Rapport GIS. Alliage de polymères (1992)

[Billon 2003] Billon N. ; Mecanique & Industries 4 (2003) 357-364

[Boulanger et al. 2004] Boulanger, T., Chrysochoos, A., Mabru, C., et Galtier, A. Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels. *Int. J. Fat.*, 26:221–229. 2004

[Bretz et al. 1981] Bretz PE, Hertzberg RW, Manson JA. Mechanisms of fatigue damage and fracture in semi-crystalline polymers, *Polymer* 22, 1272-1278. 1981

[Brooks et al. 1995] Brooks N.W.J., Duckett R.A., Ward I.M., Modeling of double yield points in polyethylene: temperature and strain-rate dependence. J. Rheology, 39(2), 425–436,1995

[Brooks et al. 1997] Brooks N.W.J., Unwin A.P., Duckett R.A., Ward I.M.,Temperature and strain rate dependence of yield strain and deformation behavior in polyethylene. Journal of Polymer Science, Part B : Polymer Physics, 35(4) :545–552, 1997

[Bushfield et al. 1999] Bushfield J. J. C, Thomas A. G., Ngah M. F., “Application of fracture mechanics for the fatigue life prediction of carbon black filled elastomers”, In Dorfmann and Muhr, editor, Constitutive Models for rubbers, 1999

[Butler et al. 1995] Butler M.F., Donald A.M., Brass W., Mant G.R., Derbyshire G.E., Ryan A.J.. Areal-time simultaneous small- and wide-angle x-ray scattering study of in-situ deforma-tion of isotropic polyethylene. Macromolecules, 28(19) :6383–6393, 1995

[Butler et al. 1997] Butler M.F., Donald A.M., Deformation of spherulitic polyethylene thin films. J.of Materials Science, 32 :3675–3685, 1997

[Butler et al. 1998] Butler M.F., Donald A.M., Ryan A.J. Time resolved simultaneous small- and wide-angle x-ray scattering during polyethylene deformation - II cold drawing of linear polyethylene. Polymer, 39(1) :39–52, 1998

[Charkaluk et al. 2006] Charkaluc, E. Constantinescu, A. Estimation Of the mesoscopic thermoplastic dissipation in high-cycle fatigue. *C.R. M´ecanique,* 334:373–379. 2006

[Chen et al. 2004a] Chen X., Hui S., Ratcheting behavior of PTFE under cyclic compression. Polymer Testing 24 (2005) 829–833

[Chen et al. 2004b] Chen X., Jiao R., Modified kinematic hardening rule for multiaxial ratcheting prediction. International Journal of Plasticity 20 (2004) 871–898

[Chen et al. 2005a] Chen X., D-Yu H., Kim K.S., Experimental study on ratcheting behavior of eutectic tin-lead solder under multiaxial loading. Materials Science and Engineering A 406 (2005) 86–94.

[Chen et al. 2005b] Chen X, Jiao R., Kim K.S, On the Ohno–Wang kinematic hardeningrules for multiaxial ratcheting modeling of medium carbon steel. International Journal of Plasticity 21 (2005) 161–184.

[Chen et al. 2005c] Chen X, Hui S. Ratcheting behavior of PTFE under cyclic compression, *Polym. Test.* 24, 829-833. 2005

[Chen et al. 2006] Chen G., Chen X., Niu C.-D., Uniaxial ratcheting behavior of 63Sn37Pb solder with loading histories and stress rates. Materials Science and Engineering: 15 April 2006, Pages 238-244

[Chiver et al. 1982] Chiver R.A., Barham P.J., Martinez-Salazar J., A new looks at the crystallization *of* Polyethylene*. Part II:* Crystallization from the melt at low supercooling, Journal of Polymer Science, 20, (1982), 1717-1732

[Chudnovsky 1963] Chudnovsky, effect of microcrazing on fatigue crack propagation in polymers, 1963

[Cimetiere et al. 2007] Cimetiere A., Halm D., Molines E., A damage model for concrete beams in compression, Mech. Res. Comm., 34 (2), p.91-96, 2007

[Coffin et al. 1954] Coffin Jr, Trans L. F. ASME 76 (1954) 931

[Constable et al. 1970] Constable, I., Williams, J.G., Burns, D.J. Fatigue and cyclic thermal softening of thermoplastics. *J. Mech. Eng. Sci.*, 12, 20–29. 1970

[Crawford et al. 1974a] Crawford RJ, Benham PP. Fatigue and creep rupture of an acetal copolymer, *J. Mech. Eng. Sci.* 16, 178-191, 1974

[Crawford et al. 1974b] Crawford, R.J. Benham, P.P. Cyclic stress fatigue and thermal softening failure of a thermoplastic. *J. Mater. Sci.*, 9, 18–28. 1974

[Crawford et al.1974c] Crawford, R.J. Benham, P.P. Some fatigue characteristics of thermoplastics. *Polymer*, 16, 908–914. 1974

[Crawford et al. 1974d] Crawford; R. J.; Benham, P. P., A comparison of uniaxial and rotating bending fatigue tests on an acetal co-polymer, J. Mater. Sci., 9, 1974, 1297-1304

[Crossland 1956] Crossland B., Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel. Institution of Mechanical Engineers, International Conference on Fatigue on Metals, London, 1956, pp. 138-149.

[Crossland 1970] Crossland B., The effect of pressure on the fatigue of metals In mechanical behaviour of Materials under Pressure, Pugh H.LI.D (ed), Amsterdam: Elsevier, 1970, pp.299-354

[Dang Van 1973] Dang Van, K.,Sur la résistance à la fatigue des métaux, *Sciences* et Technique de l'Armement, 47(3), 647-722. (1973)

[Dao 1987] Dao K. C., Dicken D. J., fatigue failure mechanisms in polymers. Polymer engineering and science, 1987, vol. 27, n°4, pp. 271-276

[Dillon1950] Dillon J. H., Advances in Colloid Science, Vol. III, pg. 219, Chapter on “Fatigue Phenomena in High Polumers”, Edited by H. Mark and E. J. W. Vermey, Interscience, New York, 1950

[Doan 1977] Doan T.H., «Les études de fatigue des enrobes bitumineux», Bulletin de liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées, n° spécial V, 1977

[Doudard 2004] Doudard, C. (2004). Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d’essais

d'échauffement, thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan

[Doudard et al. 2004] Doudard, C., Calloch, S., Hild, F., Cugy, P., et Galtier, A. Identifiaction of the scatter in high cycle fatigue from temperature measurements. *C.R. M´ecanique*, 332 :795–801. 2004

[Doudard et al. 2005] Doudard C., Calloch S., Cugy P., Galtier A., Hild F., Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct 28 (2005) 279

[Drozdov 2000] Drozdov AD. Nonlinear viscoelasticity and fatigue of glassy polymers, *Mech. Res.Comm.* 27, 281-286. 2000

[DSC 1996] Manuel d'utilisation de l'analyseur enthalpique différentiel DSC 2920 CE, Société TA Instruments, 1996

[Ellyin 2007] Ellyin Predictions fo two nonlinear viscoelastic constitutive relations for polymers under multiaxiat loadings, 2007

[Engesser 1889] Engesser F., Die Knickfestigkeit gerader Stäbe. Z. Architekten und Ing. Vereins zu Hannover 35, 455. 1889

[Favier 2002] Favier slow crack growth propagation in polyethylene under fatigue at controlled stress intensity 2002

[Feltner et al. 1961] Feltner C. E., Morrow J. D., Trans. ASME Soi. D., 83 (1961) 15

[Foden 1971] Foden E., Morrow D. R., Sauer J. A., J. Appi. Polym. Sci. The effect of molecular weight on the fatigue behavior of polystyrene, Journal of Applied Polymer Science, Vol 16(1971) 519 - 526

[Galetz et al. 2007] Galetz, M. C., Goetz, C., Adam, P., Glatzel, U., Hysteretic heating during cyclic loading of medical grade ultra high molecular weight polyethylene (UHMWPE), Advanced Engineering Materlials, 2007, 9, 12, 1089 - 1096

[Galtier et al. 2002] Galtier, A., Bouaziz, O. and Lambert, A. “Influence de la microstructure des aciers sur leurs propriétés mécaniques”, Méch. Ind, 3, pp. 457-462, 2002

[Gills1966] Gills P. P., Acta MetalI 14 (1966) 1673

[Gohn 1963] Gohn G. R., “Fatigue of Metals-The Mechanism of Fatigue”, Materials Res. and Stds. 3, 106, (1963)

[Gotham 1986] Gotham, K.V. Fatigue and long-term strength of thermoplastics. Devel-opments in Plastics Technology, 16, 155–201. 1986

[Guster et al. 2007] Guster .C, Pinter .G, Eichlseder .W, Lang .R.W, The influence of Fiber-Orientation and Stress Ratio on the Fatigue Behavior of

Short-Glasfiber-Reinforced Polymers, Proceedings ANTEC,2007, pp. 284-288

[Hagerup1963] Hagerup E., “Flexural Fatigue Testing of Polyesters”, J. Appl. Polymer Sci., 7, 1093, (1963)

[Harcup et al. 2000] Harcup .JP, Duckett .RA, Ward .IM. Fatigue crack growth in polyethylene: material dependence. I: tensile/compressive loading, *Polym. Eng. and Sci.* 40, 627-634. 2000

[Hardrath 1963] Hardrath H. F., “Fatigue of Metals-Crack Propagation and Final Failure”, Materials Res. and Stds., 3, 116, (1963)

[Hartwig et al. 1991] Hartwig .G, and Knaak.S, Fatigue behaviour of polymers Cryogenics 1991Vol 31 April

[Hassan et al. 1992] Hassan .T, Kyriakides S, Ratcheting in cyclic plasticity part I: uniaxial behavior. International. Journal of Plasticity 8 (1992) 91–116

[Herman et al. 1990] Herman W. A., Bertzberg R. W., Manson J. A., J. Mater. Sci. 25 (1990) 434

[Hertzberg et al. 1980] Hertzberg, R.W. and Manson, J.A. Fatigue of engineering plastics. Academic Press, New York (USA). 1980

[Higuchi 1970] Higuchi M., MAI Y., J. Appi. Polym. Sci. 14 (1970) 2377

[Hill 1958] Hill, R., A general theory of uniqueness and stability in elastic-plastic solids. J. Mech. Phys. Solids 6, 236-249. 1958

[Iacopi 1987] Iacopi residual stress. And fatigue fracture in injection molded glassy polymers polystyr1987

[Janssen et al. 2008] Janssen, R. P. M.; Govaert, L. E, Meijer, H. E. H. An Analytical Method To Predict Fatigue Life of Thermoplastic in Uniaxial Loading: Sensitivity to Wave Type, Frequency, and Stress Amplitude. Macromolecules 2008. 41, 2531-2540

[Jaschek et al. 2007] Jaschek .K, Büter .A, Short fibre reinforced thermplastics under multiaxial cyclic stress – A method for the fatigue life estimation, Fatigue Design, Senlis, France, 2007

[Jones et al. 1998] Jones, N.A. and Lesser, A.J. Morphological study of fatigue-induced damage in isotactic polypropylene. *J. Polym. Sci.: Polym. Phys. Ed.*, **36**, 2751–2760. 1998

[Justice et al. 1980] Justice, L.A. and Schultz, J.M. Enhancement of the fatigue life of PMMA through prior crazing. *J. Mater. Sci.: Letters*, **15**, 1584–1585. (1980)

[Kang et al. 2002a] Kang .G.Z, Gao .Q, Cai .L.X, Sun .Y.F, Experimental study on uniaxial and nonproportionally mutiaxial ratcheting of SS304 stainless steel at room and high temperatures. Nuclear Engineering and Design 216 (2002) 13–26

[Kang et al. 2002b] Kang G.Z., Gao Q., Yang X.J., Uniaxial cyclic ratcheting and plastic flow properties of SS304 stainless steel at room and elevated temperatures. Mechanics of Materials 34 (2002) 145–159

[Kagan et al. 2004] Kagan VA, Palley I, Jia NY. Plastics part design: Low cycle fatigue strength of glass-fiber-reinforced polyethylene terephthalate (PET), *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 23, 1607-1614. 2004

[Kang et al. 2005a] Kang .G.Z, Li .Y.G, Zhang .J, Sun .Y.F, Gao .Q, Uniaxial ratcheting and failure behaviors of two steel. Theoretical and Applied Fracture Mechanics 43 (2005) 199–209

[Kang et al. 2005b] Kang .G.Z, Kan .Q.H, Zhang .J, Experimental study on the uniaxial Cyclic deformation of 25CDV4 11 steel. Journal of Materials Science and Technology 21 (2005) 5–8

[von Karman 1910] von Karman T., Untersuchungen über Knickfestigkeit, Mitteilungen über Forschungsarbeiten auf dem Gebiete des Ingenieurwesens, No. 81 Berlin. 1910

[Kaiya et al 1989] Kaiya N., Takahara A., Kajiyama T., Polym. J. 21 (1989) 523

[Kim et al. 2007a] Kim, G., Hongbing, L., Characteristics of accelerated lifetime behaviour of polycarbonate under a thermal and high loading frequency conditions, Polymer Testing, 26, 2007, 839 – 845

[Kim et al. 2007b] Kim GH, Lu H. Development of accelerated lifetime testing technique of engineering plastics, *Key Eng. Mat.* 345-346 II, 1341-1344. 2007

[Kim et al. 2008] Kim, G., Hongbing, L., Accelerated fatigue life testing of polycarbonate at low frequency under isothermal condition, Polymer Testing, 27, 2008, 114-121

[Kitagawa et al. 1992] Kitagawa, M., Onoda T., Mizutani K., Stress-strain behaviour at finite strains for various strain paths in polyethylene. Journal of Materials Science, 1992. 27(1): p. 13-23

[Kitagawa et al. 2006] Kitagawa M, Nishi D. Fatigue crack growth of quenched amorphous polymers PC, PVC and PET, *Zairyo/J. Soc. Mat. Sci. Jap.* 55, 61-65. 2006

[Koo et al.1967] Koo G. P., Ridell M. N., O'toole J. L., Polym. Eng. Sci. July (1967) 182

[Krapez et al. 1999] Krapez, J.-C., Pacou, D., et Bertin, C. Application of lock-inthermography to a rapid evaluation of the fatigue limit in metals. In et Al., E. E. G., editor, *5th AITA, Int. Workshop on* Advanced Infrared Techn. and Appl., pages 379–385, Venezia (Italy),1999

[Krapez et al. 2002] Krapez, J.-C. et Pacou, D. Thermography detection of Early thermal effects during fatigue tests of steel and aluminum samples. In *AIP Conference Proceedings,* Volume 615, pages1545–1552. 2002

[Kultural et al. 2007] Kultural S.E., Eryurek I. B., Fatigue behavior of calcium carbonate filled polypropylene under high frequency loading, Materials & Design 28 (2007) 816-823

[Lake et al. 1964] Lake J., Lindley P. B., Ozone cracking, flex cracking and fatigue of rubber, Rubber Journal, vol. 146 : 24-30, 1964

[Lake 1995] Lake G. J., Fatigue and fracture of elastomers. Rubber Chem. Technol., 68:435-458, 1995

[La Rosa et al. 1998] La Rosa, G., Perrone, S., et Quaresimin, M. (1998). Determinazione della resistenza a fatica di materiali compositi con tecniche termografiche. In *27th National Congress AIAS*, Perugia (Italy)

[La Rosa et al. 2000] La Rosa, G. et Risitano, A. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. *Int. J. Fat.*, 22(1) :65–73.2000

[Lazan et al. 1944] Lazan B. J. and Yorgiadis A., "The Behavior of Plastics Under Repeated Stress", Symposium on Plastics, STP 59, pg. 66, ASTM, 1944

[Leevers et al. 1979] Leevers PS, Culver LE, Radon JC Fatigue crack growth in PMMA and rigid PVCunder biaxial stress, *Eng. Fract. Mech.* 11,487-498. (1979)

[Legorju-Jago et al. 2002] Legorju-Jago K., Bathias C., Fatigue initiation and propagation in natural and synthetic rubbers. International Journal of Fatigue, Vol 24: 85-92, 2002

[Lesser 1995] Lesser, A.J. Changes in mechanical behavior during fatigue of semicrystalline thermoplastics. *J. Appl. Polym. Sci.*, 58, 869–879. (1995)

[Lesser 2002] Lesser, A.J. Fatigue behavior of polymers. *Encyclopedia of Polymer Science and Technology*, 6, 197–251. (2002)

[Li et al. 1995] Li X, Hristov HA, Yee AF, Gidley DW Influence of cyclic fatigue on themechanical properties of amorphous polycarbonate, *Polymer* 36, 759-765 (1995)

[Li et al. 2001] Li Z., Lambros J., International Journal of solids and structures 38 (2001) p.3549-3562

[Liang et al. 1996] Liang T, Tokunaga K, Yamashita A, Takahara A, Kajiyama T Relationships between nonlinear dynamic viscoelasticity and fatigue behaviors of glassy polymer under various fatigue test conditions, *Polym. Bull*. 36, 477-482(1996)

[Lindley 1973] Lindley P. B., “Relation between hysteresis and the dynamic crack growth resistance of natural rubber”, Int. J. Frac., 9:449-462, 1973

[Luong] Luong M.P., "Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermography", Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering, 4317, pp. 297-302.

[Luong 1992] Luong, M. P. Infrared thermography of fatigue in metals. *SPIE*, 1682 :222–233. (1992)

[Luong 1995] Luong, M. P., Short-time measurement of fatigue limit of metals using infrared thermography, La revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux, 1995, 203 - 212

[Luong 1998] Luong M.P., "Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermography technique", Mechanics of Materials, 28, pp. 155-163, 1998

[Mabru et al. 2001] Mabru, C., Chrysochoos, A. “Dissipation et couplages accompagnant la fatigue de matériaux métalliques. In : Photomécanique 2001 (Edited by Y. Berthaud et al), GAMAC, Poitiers, France, pp. 375-382, 2001

[Mallick et al. 2004] Mallick P. K., Zhou Y., "Effect of mean stress on the stress-controlled fatigue of a short E-glass fiber reinforced polyamide-6,6", International Journal of Fatigue, 26, (2004), pp 941- 946

[Manson 1965] Manson S.S., Exp. Mech. 5 (1965) 193

[Maquin 2006] Maquin, F. *Mé*thodologie expérimentale d’étude du comportement thermomécanique de matériaux sous sollicitations cycliques,

thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, (2006)

[Mars 2001] Mars W. V. Multiaxial fatigue of rubber. PhD thesis, University of Toledo, Aout 2001

[Mars et al. 2002] MarsW. V., Fatemi A., "A literature survey on fatigue analysis approaches for rubber" International Journal of Fatigue, 24: 949-961, 2002

[Matsumoto et al. 1985] Matsumoto DS, Takemori MT. Shear and craze development in the fatigue of ductile amorphous polymers, *J. Mat. Sci.* 20, 873-880 (1985)

[Merah et al. 2005] Merah N, Saghir F, Khan A, Bazoune A .A study of frequency and temperature effects on fatigue crack growth resistance of CPVC, *Eng. Fract. Mech.* 72, 1691-1701. (2005)

[Meyer 2001] Meyer The affect of cyclic true strain on the morphology, structure. And relaxation behavior of ultra high molecular weight polyethylene

[Michel 1984] Michel simple viscoelastic model for fatigue crack propagation in polymers as a function of molecular 1984

[Mindel et al. 1974] Mindel M. J., Brown N., Mater J. Sci. 9 (1974) 1661

[Miner1949] Miner M. A., J. Appi. Mech. Trans ASME 67 (1949) A127

[Moisa et al. 2005] Moisa S., Landsberg G., Rittel D., Halary J. L. « Hysteretic thermal behavior of amorphous semi-aromatic polyamides » Polymer 46 (2005) pp. 11870-11875

[De Monte 2007] De Monte .M, Multiaxial fatigue behaviour of short fibre reinforced thermoplastics, thèse de doctorat, Università di Padova, Italie, 2007

[Moreau 2004] Moreau, S., Etude calorimétrique par thermographie infrarouge de la thermo-visco-élasticité de quatre polymères thermoplastiques, thèse de doctorat, Université de Montpellier II, 2004

[Morelli 1984] Morelli fatigue-crack advance mechanisms in polymers. part 2. semicrystalline polymers for T less tha1984

[Nishirnura et al. 1991] Nishirnura, H; Narisawa, 1. polym. Eng. Sci. 1991, 31, 399-403

[Ohno et al. 1993] Ohno N, Wang J.D, Kinimatic hardening rules with critical state of dynamic recovery part I: formulation and basic features for

ratcheting behavior. International Journal of Plasticity 9 (1993) 375–390

[Oka et al. 2007] Oka .H, Narita .R, Akiniwa .Y, Tanaka .K, Effect of Mean Stress on Fatigue Strength of Short Glass Fiber Reinforced Polybuthyleneterephthalate, Key Engineering Materials Vols.340-341, 2007, pp. 537-542

[Oldyrev 1975] Oldyrev P. P., Parfeev V. M., Fatigue life of polymethyl methacrylate in stationary and stepped nonisothermal cyclic loading Mechanics of Composite Materials, Vol11, N 5, 1975

[Opp et al.] Opp D.A., Skinner D. and R. Wiktorek, Polym. Eng. Sciences Vol 9

[Oral et al. 2006] Oral E, Malhi AS, Muratoglu OK .Mechanisms of decrease in fatigue crack propagation resistance in irradiated and melted UHMWPE, *Biomaterials* 27, 917-925(2006).

[Papadopoulos et al. 1997] Papadopoulos, I. V., Davoli, P., Gorla, C., Filippini, M., et Bernasconi, A. (1997), A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals, *International Journal of Fatigue*, 19(3), 219-235

[Payan 2004] Payan, J., Etude du comportement du composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue, thèse, 2004

[Peterson 1963] Peterson R. E., "Fatigue of Metals-Engineering and Design Aspects", Materials Res. and Stds., 3, 122, (1963)

[Prevorsek et al. 1965] Prevorsek D. C., Lyons W. J., Fatigue in Textile Fibers, Textile Research Journal, Vol. 35, No. 3, 217-220 (1965)

[Prevorsek et al. 1967] Prevorsek D. C., Lamb G. E., Brooks M. L., Polym. Eng. Sci. 7(1967) 269

[Prevorsek et al. 1971] Prevorsek D. C., Lyons W. J., Rubber. Chem. Technol. 44 (1971) 221

[Pruitt et al. 1994] Pruitt L, Suresh S .Cyclic stress-fields ahead of tension fatigue cracks inamorphous polymers, *Polymer* 35, 3221-3229(1994)

[Pruitt 2005] Pruitt LA, Deformation, yielding, fracture and fatigue behavior of conventional and highly cross-linked ultra high molecular weight polyethylene, *Biomaterials* 26, 905-915. (2005)

[Pwitt 1996] Pwitt, the effect of specimen thickness and stress ratio on the fatigue behavior of polycarbonate1996

[Radon et al. 1975] Radon JC, Culver LE .Effect of temperature and frequency in fatigue of polymers, *Polymer*, 16, 539-544 (1975)

[Ramsteiner et al. 2001] Ramsteiner F, Armbrust Fatigue crack growth in polymers, *Polym. Test.* 20,321-327(2001)

[Ranter et al. 1965] Ranter, S.B.and Korobov V.I. Self heating of plastic during cyclic deformation .Mekh. polymerov 1, 63-67(1965)

[Rastogi et al. 2005] Rastogi A, Kurelec L, Lippits D, Cuijpers J, Wimmer M, Lemstra PJ Novel route to fatigue-resistant fully sintered ultrahigh molecular weight polyethylene for knee prothesis, Biomacromolecules 6, 942-947. (2005)

[Rault 2002] Rault J., Les polymères solides, Edition CEPADUES, Toulouse, France, (2002)

[Riddel et al. 1966] Riddel M. N., Koo G. P., and O'Toole J. L., "Fatigue Mechanisms of Thermoplastic", Polymer Engineering and Science, 6, 363–368, October, 1966

[Rinel 2000] Rinel, D. Mech. Mater. 2000, 32, 131-147

[Rittel 1999] Rittel D.; On the conversion of plastic work to heat during high strain rate deformation of glassy polymers Mechanics of Materials Vol,31 (1999) 131-139

[Rittel 2000] Rittel, D., An investigation of the heat generated during cycling loading of two glassy polymers. Part I: Experimental. *Mech. Mat.*, 32, 131–147. (2000)

[Rittel et al. 2003] Rittel D., Eliash N., Halary J. L. "Hysteretic heating of modified poly(methylmethacrylate)", Polymer 44 (2003) pp. 2817-2822

[Roel et al. 2008] Roel P. M. Janssen, Dirk de Kanter, Leon E. Govaert,* and Han E. H. Meijer**,** Fatigue Life Predictions for Glassy Polymers: A Constitutive Approach, Macromolecules 2008, *41*, 2520-2530

[Roth et al. 2003] Roth SV, Burghammer M, Ferrero C, Diethert A, Müller-Buschbaum Fatigue behavior of industrial polymers - A microbeam small-angle X-ray scattering investigation, *J.Appl.* Cryst. 36, 684-688. P (2003)

[Runt et al. 1991] Runt J, Gallagher K.P., The influence of microstructure on fatigue crack propagation in polyoxymethylene, *J. Mat. Sci.* 26, 792-798. (1991)

[Saintier 2001] Saintier N., Fatigue multiaxiale dans un élastomère de type NR chargé : Mécanismes d'endommagement et critère local d'amorçage de fissure, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001

[Saintier et al. 2006] Saintier N., Cailletaud G., Piques R., Crack nucleation and propagation under multiaxial fatigue in natural rubber, Int. J. Fat. 28 (2006) 61-72

[Salamatina et al. 1994] Salamatina O.B., Höhne G.W.H., Rudnev S.N., Oleinik. Work E.F., heat and stored energy in compressive plastic deformation of glassy polymers. Thermochimica Acta, 247(1) :1–18, 1994

[Sargent et al. 1977] Sargent C. M., Shinosaki D. M., On the shape of stress-strain curves of polythylene ,Scripta Metallurgica, Vol 11, May 1977, Pages 401-404

[Sauer et al. 1976] Sauer .J. A, Mcmaster .A. D, Morrow .D. R, "Fatigue behavior of Polystyrene and effect of mean stress", J Macromol Sci Phys, B12 (4), (1976), pp535-62

[Sauer et al. 1977] Sauer, J.A., Foden, E., Morrow, D.R. Influence of molecular weight on fatigue behavior of polyethylene and polystyrene. *Polym. Eng. Sci.*, 17, 246–250. (1977)

[Sauer et al. 1980] Sauer, J.A. and Richardson, G.C. Fatigue of polymers. *Int. J. Fract.*, 16,499–532. (1980)

[Sauer et al. 1990] Sauer JA, Hara M .Effect of molecular variables on crazing and fatigue of polymers, *Adv. Polym. Sci.* 91-92, 69-118. (1990)

[Le Saux et al. 2010] Le Saux V., Marco Y., Calloch S., Doudard C., Charrier P., Fast evaluation of the fatigue lifetime of rubber-like materials based on a heat build-up protocol and micro-tomography measurements, International Journal of Fatigue. Article in Press doi:10.1016/j.ijfatigue.2010.02.014

[Shanley 1947] Shanley F.R., Inelastic column theory, J. Aero. Sci. 14 (5), 261-268. 1947

[Shen et al. 2004] Shen X., Xia Z., Ellyin F., Cyclic deformation behavior of an epoxy polymer. Part I: experimental investigation. Polymer Engineering and Science 44 (12) (2004) 2240–2246

[Shiraishi et al. 1997] Shiraishi T., Ogiymia H ., Tsukuda H (1997). Effect of compressive stress on fatigue crack propagation in polymers, Zairyo/J. Soc. Mat. Sci. Jap. 46, 1255-1260

[Simis et al. 2006] Simis KS, Bistolfi A, Bellare A, Pruitt LA .The combined effects of crosslinking and high crystallinity on the microstructural and mechanical properties of ultra high molecular weight polyethylene, *Biomaterials* 27, 1688-1694. (2006)

[Sines 1955] Sines G.,Failure of materials under combined repeated stresses With superimposed static stress .November 1955, Washington :NACA Technical Note 3495 ,69p

[Sines 1959] Sines G., Behavior of metals under complex static and alternating stresses .Metal Fatigue 6New-York: Mac Graw-Hill, Book Company, 1959, pp. 145-169

[Sines 1981] Sines G., Ohgi G., Fatigue criteria under combined stresses or strains .Journal of Engineering Materials and Technology, 1981, Vol. 103, pp .82-90

[Sonsino et al. 2008] Sonsino C.M., Moosbrugger E., Fatigue design of highly loaded short-glass-fibre reinforced polyamide parts in engine compartments, International Journal of Fatigue, 30, 2008, pp. 1279-1288

[Stinkas et al. 1962] Stinkas A. V., Ratner S. B., Sov. Plast. (1962) 49

[Takahara et al. 1980] Takahara, A., Yamada, K., Kajiyama, T., Takayanagi, M. Evaluation of fatigue lifetime and elucidation of fatigue mechanism in plasticized poly(vinyl chloride) in terms of dynamic viscoelasticity. J. Appl. Polym. Sci., 25, 597–614. (1980)

[Takahara et al. 1981] Takahara, A., Yamada, K., Kajiyama , T .and Takanayagi , M .. Analysis of fatigue behavior of highdensity polyethlene based on dynamic viscoelastic measurements during the fatigue process . J. Appl .Polym. Sci .26 ,1085-1104 (1981)

[Takayanagi 1979] Takayanagi, fatigue phenomena of solid polymers in Terms of viscoelasticity, 1979

[Takemori et al. 1983] Takemori MT, Kambour RP, Matsumoto DS .On a search for epsilon crack tip plastic zones in the fatigue of amorphous polymers, *Polym. Comm.* 24, 297-299. (1983)

[Takemori 1990] Takemori M. T., “Advances in Polymer Science 91/92. Crazing in Polymer Vol. 2” (Kausch, Berlin, 1990)

[Tao et al. 2005] Tao G., Xia Z., A non-contact real-time strain measurement and control system for multiaxial cyclic/fatigue tests of polymer materials by digital image correlation method. Polymer Testing 24 (2005) 844–855

[Tao et al. 2007] Tao G., Xia Z., Ratcheting behavior of an epoxy polymer and its effect on fatigue life. Polymer Testing 26 (2007) 451–460

[Tauchert 1967a] Tauchert , T.R. The temperature generated during torsional oscillations of polyethylene rods. *Int. J. Eng. Sci.*, **5**, 353–365. (1967)

[Tauchert et al. 1967b] Tauchert, T.R. and Afzal, S.M. Heat generated during torsional oscillations of polymethylmethacrylate tubes. J. Appl. Phys., 38, 4568–4572. (1967)

[Ton That et al. 2000] Ton That P. T., Tanner K. E., Bonfield W., Fatigue characterization of a hydroxyapatite-reinforced polyethylene composite. I. Uniaxial fatigue, John Wiley & Sons, Inc., 453-460, 2000

[Tomkins et al. 1969] Tomkins B., Biggs W. D., Low endurance fatigue in metals and polymers, Journal of Materials Science, 4, 532-538, (1969)

[Trantina 1984] Trantina. G. G. Polym, Eng. Sei. 1984, 24, 1180-1184

[Trotignon et al. 1993] Trotignon JP, Verdu J, Martin C, Morel E Fatigue behaviour of some temperatureresistant polymers, J. Mat. Sci. 28, 2207-2213 (1993)

[Verron et al. 2008] Verron E., Andriyana A., “Definition of a new predictor for multiaxial fatigue crack nucleation in rubber”, Journal of Mechanics and Physics of Solids, 58: 417-443, 2008

[Vu 2009] Vu H. Q., Fatigue polycyclique multiaxiale de l'acier C35 : caractérisation et modélisation des mécanismes d'endommagement, These de doctorat , LMPM-ENSMA ,Poitiers 2009

[Wang et al. 2008] Wang Y., Yu W., Chen X., Yan L., Fatigue life prediction of vulcanized natural rubber under proportional and non-proportional loading. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 33 (2008) 38–48

[Welter 1937] Welter Essais d’endurance par traction et compression. *Wlad.* Inst.Tech., page 32. (1937)

[Weaver 1978] Weaver J. D., Beatty C. L., Polym. Eng. Sci. 18 (1978) 1117

[Wöhler et al. 1870] Wöhler A. Zeitschrift Bauwesen, 1870, 20 (Spalten), p. 73-106

[Wünderlich 1973] Wünderlich B., Macromolecular Physics vol.1, Crystal structure, Morphology, Defects, New-York Academic Press, 1973

[Wyzgoski et al. 1990] Wyzgoski MG., Novak GE., Simon DL., Fatigue fracture of nylon polymers - Part 1 Effect of frequency, J. Mat. Sci. 25, 4501-4510(1990)

[Xia et al. 2005] Xia Z., Shen X, Ellyin F., Cyclic deformation of an epoxy polymer.Part II: prediction of viscoelastic constitutive models. Polymer Engineering and Science 45 (2005) 103–113

[Xiao 1999] Xiao, X.R., Modeling of load Frequency Effect on Ftigue Life of Thermoplastic Composites.Journal of Composite Materials,Vol.33,No.12/1999

[Yaguchi et al. 2005] Yaguchi M, Takahashi Y, Ratchetting of viscoplastic material with cyclic softening, part I: experiments on modified 9Cr–1Mo steel. International Journal of Plasticity 21 (2005) 43–65

[Yakimets 2007] Yakimets Model to predict the viscoelastic response of a semi-crystalline polymer under complex cyclic mechanical loading and unloading conditions 625, 2007

[Yeh et al. 1994] Yeh J.T., Lin Y.T., Huang SS., .Fatigue-fracture mechanism of slowly notched poly (ethylene terephthalate) polymers, *Polym.* Bull. 33, 361-368. (1994)

[Yuen et al. 2004] Yuen B.K.C., Taheri F., The effects of loading frequency, tensile overload and compressive underload on the fatigue crack propagation behaviour of polymethyl methacrylate, *Polym. Test.* 23, 491-500. (2004)

[Zago 2001] Zago A., Springer G.S., Quaresimin M., Fatigue Lives of Short Fiber Reinforced Thermoplastics Parts, Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 20, No. 07, 2001, pp. 606-620

[Zhang et al. 2008] Zhang Z., Chen X., Wang T., A simple constitutive model for cyclic compressive ratchetting deformation of polyteterafluoroethylene (PTFE) with stress rate effects. Polymer Engineering and Science 48 (2008) 29–36.

[Zhang et al. 2009] Zhang Z., Chen X., Multiaxial ratcheting behavior of PTFE at room temperature. Polymer Testing 28 (2009) 288–295

[Zhang et al. 2010] Zhang Zhe., Chen Xu., Yanping Wang.,Uniaxial ratcheting behavior of polytetrafluoroethylene at elevated temperature Polymer Testing, Volume 29, Issue 3, May 2010, Pages 352-357

[Zok et al.1987] Zok F., Shinozaki D. M., Dilational damage accumulation during fatigue of polypropylene, Mater J. Sci. 22 (1987) 3995-4001

Les livres suivants ne sont pas explicitement cites dans ce manuscrit, mais m’ont grandement aide à comprendre la fatigue de ces matériaux insolites que sont les polymères :

« Polymères – structure et propriétés », C. Oudet, Editions Masson, 1994

« Introduction à la mécanique des polymères », édité par C. G' sell et J. M. Haudin, INPL, 1995
« Fatigue des structures », F. Morel, G. Hénaff, 2005
« La pratique des essais de fatigue », H. P. Lieurade, 1981
« Précis de matières plastiques », J. P. Trotignon, M. Piperaud, J. Verdu, A. Dobraczynski, Editions Nathan, 1985
http://www.techniques-ingenieur.fr

Liste des Symboles et Abréviations

Lettres latines

Symbole	Unité	Signification
a	-	*Paramètre*
b	-	*Paramètre*
c	-	*Paramètre*
d	*mm*	*Diamètre*
e	*mm*	*Epaisseur*
f	-	*Fréquence*
l_0	*mm*	*Longueur utile initiale*
r	*mm*	*Rayon du tube*
t	*s*	*Temps*
z	-	*Composante axiale*
A	-	*Paramètre*
B	-	*Paramètre*
C	-	*Paramètre*
E	*MPa*	*Module de Young*
Ed	*MPa*	*Module de dynamique*
F	*N*	*Charge*
G	*MPa*	*Module de cisaillement*
J_1	*MPa*	*Premier invariant du tenseur de contrainte*
J_2	*MPa*	*Deuxième invariant du déviateur du tenseur de contrainte*
L_0	*mm*	*Longueur utile*
Mt	*Nm*	*Moment de torsion*
N	-	*Nombre de cycles*
N_i	-	*Nombre de cycles au début d'instabilité*

N_f	-	*Nombre de cycles à la fin de la phase stationnaire*
N_m	-	*Nombre de cycles au déclenchement des limites de la machine*
P_c	*N*	*Charge critique*
R	*mm*	*Rapport de charge*
Rm	*MPa*	*Résistance à la traction*
Rc	*mm*	*Rayon de courbure*
T	*°C*	*Température*
T_g	*°C*	*Température de transition vitreuse*
T_f	*°C*	*Température de fusion*
V	mm^3	*Volume*
W	*J*	*Energie dissipée par cycle et unité de volume*
W_{av}	*J*	*Energie d'hystérésis moyenne dissipée par cycle*
W_0	*J*	*Energie limite pour générer une fracture en fatigue*

Lettres grecques

Symbole	Unité	Signification
α	-	*Paramètre*
β	-	*Paramètre*
ε	-	*Déformation*
θ	-	*Composante angulaire de torsion*
ν	-	*Coefficient de Poisson*
σ	*MPa*	*Contrainte axiale*
τ	*MPa*	*Contrainte de cisaillement*
χ_m	%	*Taux de cristallinité*
Δd	*mm*	*Evolution du diamètre*

Δl	*mm*	*Déplacement axial de piston*
$\Delta\theta$	°	*Variation angulaire de piston*
ΔH_f	J/g	Enthalpie de fusion par unité de masse

Indices

Symbole	Signification
0	*Valeur initial*
1, 2, 3	*Repère orthonormé*
m	*Machine*
amp	*Amplitude*
amb	*Ambiant*
cr	*Critique*
Cr	*Crossland*
ext	*Extérieur*
éq	*Equivalent*
int	*Intérieur*
max	*Maximal*
min	*Minimal*
moy	*Moyen*
n	*Nominal*
p	*Plastique*
princ	*Principal*
rup	*Rupture*
Si	*Sines*
vM	*Von Mises*

Abréviations

Abréviation	*Signification*
CTFE	*Chlorotrifluoroéthylène*
DMA	*A*nalyse mécanique dynamique
DSC	Analyse calorimétrique différentielle
PA66	*Polyamide 6.6*
PBT	*Polybutylène Téréphtalate*
PC	*Polycarbonate*
PE	*Poléthylène*
PEEK	*Polyétheréthercétone*
PEHD	*Polyéthylène haute densité*
PET	*Polyéthylène Téréphtalate*
POM	*Polyoxyméthylène*
PP	*Polypropylène*
PMMA	*Polyméthacrylate*
PTFE	*Polytétrafluoroéthylène*
PS	*Polystyrène*
PSU	*Polysulfone*
PVC	*Polychlorure de vinyle*

Liste des Figures

Abstract

The multiaxial fatigue behavior of un-filled semi-crystalline polymers has not been widely investigated. Unlike metals and other polymer materials like rubbers, only a few works about fatigue criteria have been reported in the literature. This study, performed in high-density polyethylene, aims (i) at experimental characterization of the multiaxial fatigue resistance and a multiaxial fatigue criterion proposal, and (ii) at a better understanding of the various strain components leading to failure, among which viscoelasticity, plasticity and damage terms.

In the first part, multiaxial tension, torsion and compression fatigue tests have been performed on tubular-shape specimens at constant frequency, amplitude and stress ratio (0, -1 et -∞), with a triangular wave function. An air circulation device was developed to minimize self-heating and support an isothermal framework for the criterion. As a consequence of the mode of failure, an end-of-life criterion for fatigue tests was proposed first in order to define the number of cycles to failure. It was based on the onset of the softening process observed on the maximal strain evolution with time. Based on stress-controlled fatigue tests under tension, compression and torsion at different stress ratio, a multiaxial fatigue criterion including the stress-ratio effect was proposed for the fatigue design of this polymer. This criterion was based on the maximum and mean values of the second-invariant of the stress tensor. It was also satisfactorily applied to another semi-crystalline polymer i.e. a polypropylene. A few issues, linked to the way of characterizing the fatigue resistance of such materials (constant stress-rate versus frequency, relevance of self-heating methods), were also discussed briefly.

The second aim was to analyze the viscoelastic, plastic and damage contribution to the strain evolution enhanced by cycling loading. Temperature, strains and loop evolution was investigated over wide loading conditions (multiaxial loading, frequency, stress ratio, thermal boundary conditions). A major result is that a large part of the strain appears recoverable and that the increasing part of the plastic contribution depends on the strain level regardless the cycling or creep loading history at a given mean stress. Subsequently, two effects linked to viscoelasticity, i.e. the mean stress and the cyclic loading history, have been logically investigated. Cycling was shown to accelerate the strain kinetics, however without noticeably modifying the micro-mechanisms and the plastic component.